

# GESTALTABWEICHUNGEN DÜNNWANDIGER, LOKAL VERSTÄRKTER CF/PPS GELEGELAMINATE

Zur Erlangung des akademischen Grades  
**Doktor der Ingenieurwissenschaften**  
der Fakultät für Maschinenbau  
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

genehmigte  
**Dissertation**  
von

*Dipl.-Ing. Benjamin Hangs*

Tag der mündlichen Prüfung: 25.08.2016  
Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. Frank Henning  
Korreferent: Prof. Dr. Paolo Ermanni



---

## Vorwort

---

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter der Abteilung Polymer Engineering am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie (ICT).

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. Frank Henning für den regen fachlichen Austausch und die damit einhergehenden Diskussionen und inhaltlichen Anregungen. Auch danke ich ihm herzlich für das stets entgegengebrachte Vertrauen in meine Arbeit abseits der Dissertation. Des Weiteren danke ich Prof. Dr. Paolo Ermanni, Leiter des Lehrstuhls für Verbundwerkstoffe und adaptive Strukturen der ETH Zürich, für die Übernahme des Korreferats, sein Interesse an dieser Arbeit und die gemeinsame Diskussion im Vorfeld zu deren Einreichung. Für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes danke ich zudem Prof. Dr.-Ing. Martin Heilmaier vom Institut für Angewandte Materialien am Karlsruher Institut für Technologie.

Als einmalig darf mit Sicherheit die Zusammenarbeit und der Zusammenhalt aller Mitglieder der Gruppe Thermoplastverarbeitung gewertet werden. Ich bin sehr dankbar diesem Team in den letzten Jahren angehört zu haben und ihm heute als Gruppenleiter vorstehen zu dürfen. In diesem Umfeld fiel es immer leicht die Diskussionen zu führen und die Unterstützung zu finden, die erforderlich waren, um wieder einen Schritt voranzukommen. Ganz besonders danken möchte ich in diesem Zusammenhang Herrn Felix Manger und Herrn Hartmut Kempf, die mich tatkräftig bei der Versuchskörperherstellung unterstützt haben sowie meinen Masterarbeitern Tobias Link, Martin Knoch und Philipp Kehlenbach für deren unermüdlichen Einsatz. Darüber hinaus bedanke ich mich bei Herrn Alexander Chaloupka für den fachlichen Austausch und die gemeinsame Planung und Durchführung der DSC Messungen.

Der Fraunhofer-Gesellschaft zur Förderung der angewandten Forschung e.V. danke ich für die Finanzierung meiner Untersuchungen im Rahmen des Projekts „MEF SpannEnd“. Auf Seiten der Projektpartner gilt mein besonderer Dank den Kollegen Dr. Michael Luke, Dr. Sascha Fliegener und Dr. Hanna Paul des Fraunhofer IWM in Freiburg. Die freundschaftliche Zusammenarbeit, die inhaltlichen Diskussionen sowie die Unterstützung durch Bereitstellung von Messtechnik und die gemeinsame Durchführung von Werkstoffprüfungen hatten maßgeblichen Anteil am Gelingen dieser Arbeit. Zudem danke ich an dieser Stelle den Verantwortlichen des Fraunhofer ICT die mir die Möglichkeit zur Erstellung dieses Forschungsantrags eingeräumt haben.

Darüber hinaus bedanke ich mich bei Herrn Manfred Reif und Herrn Peter Radden von der Firma Celanese für die Unterstützung bei materialbezogenen Fragestellungen. Prof. Dr. Christoph Schick und Dr. Andreas Wurm vom Lehrstuhl für Polymerphysik der Universität Rostock spreche ich für die Durchführung und Bereitstellung von Flash-DSC Messungen meinen Dank aus.

Mein Dank gebührt zudem allen übrigen Kolleginnen und Kollegen des Fraunhofer ICT, der Abteilung Polymer Engineering, der Firma Fiberforge, des Innovationsclusters „KITE hyLITE“ sowie des Lehrstuhls für Leichtbautechnologie am Karlsruher Institut für Technologie, die mich in den vergangenen Jahren bei einer Vielzahl von Projekten unterstützt haben.

Abschließend danke ich noch ganz besonders herzlich meinen Eltern sowie meiner Schwester für ihre immerwährende Unterstützung und Förderung auf meinem bisherigen Lebensweg. Auch meiner Lebensgefährtin Tanja kann ich nicht genug danken. Ihre Geduld, Nachsicht und ihr positiver Zuspruch haben einen entscheidenden Beitrag zum Gelingen dieser Arbeit geleistet.

Karlsruhe, im Mai 2016  
Benjamin Hangs

---

## Kurzfassung

---

Endlosfaserverstärkte Kunststoffe werden auf Grund ihres hervorragenden Eigenschaftsspektrums verstärkt als Konstruktionswerkstoffe für strukturelle Anwendungen in Betracht gezogen. Die ausgeprägte Anisotropie dieser Werkstoffklasse bedingt jedoch, dass bei der Bauteilherstellung mit material- und prozessinduzierten Gestaltabweichungen zu rechnen ist. Die Herausforderung für den Anwender dieser Werkstoffe besteht darin, dass oftmals keine ausreichenden Methoden verfügbar sind, um derartige Abweichungen von der Sollgeometrie bereits in der Entwicklungsphase zu berücksichtigen. Dieses Vorgehen ist jedoch erforderlich, um Toleranzprobleme bei der Montage von Baugruppen zu vermeiden und kostenintensive Nacharbeiten an Fertigungsmitteln auf ein Minimum zu reduzieren.

Im genannten Kontext ist die Motivation der vorliegenden Arbeit, einen Beitrag zum erweiterten Verständnis der Entstehung, der Vorhersage und der Bewertung von Gestaltabweichungen in endlosfaserverstärkten Thermoplasten zu leisten. Die Untersuchungen werden exemplarisch anhand von lokal verstärkten Gelegen aus kohlenstofffaserverstärktem Polyphenylensulfid durchgeführt. In einem ersten Prozessschritt erfolgt die Konsolidierung der Gelege zu Laminaten. Anschließend werden die Lamine in einem zweiten Prozessschritt zu 90° V-Profilen umgeformt. Innerhalb dieser zweistufigen Versuchskörperherstellung wird eine umfangreiche Variation der Prozessparameter und des Lagenaufbaus der Gelege durchgeführt, um gezielt eine Variation der Gestaltabweichungen zu erzeugen. Die Analyse dieser Gestaltabweichungen erfolgt auf Basis dreidimensionaler Scandaten. Diese werden genutzt, um charakteristische geometrische Kenngrößen abzuleiten und so einen quantifizierbaren Vergleich der Versuchsvarianten durchzuführen. Ergänzt wird die experimentelle Datenbasis durch ein Simulationsmodell, das eine frühzeitige Abschätzung der Gestaltabweichungen im Entwicklungsprozess ermöglicht. Die Vorhersagegüte der Simulation wird anhand eines Abgleichs mit den experimentellen Scandaten der Versuchskörper bewertet. Auf Basis dieser ganzheitlichen Betrachtung stellt die vorliegende Arbeit eine Methodik zur Verfügung, die eine Vorhersage und Bewertung der Gestaltabweichungen von dünnwandigen, lokal verstärkten Gelegelaminaten mit thermoplastischer Matrix ermöglicht.

**Schlagwörter:** Gestaltabweichungen, Spring-in, Spring-back, Spring-forward, Verzug, UD-Tape, lokale Verstärkung, dünnwandig, CF/PPS



---

## Abstract

---

Continuous-fiber-reinforced plastics are increasingly considered as a material of choice for structural applications due to their excellent range of properties. The distinct anisotropy of this kind of material can, however, lead to material- and process-induced shape deformations, which need to be considered in part production. The application of these materials can prove to be challenging because sufficient methods for taking into account possible shape deformations during the early development phase are not always available. This is essential though to avoid tolerance-related issues during component assembly and to minimize the cost-intensive rework of molds and other production equipment.

In this context, the motivation of the present dissertation is to contribute to an enhanced understanding of the development, prediction and evaluation of shape deformations in continuous-fiber-reinforced thermoplastics. The investigations are conducted on the basis of locally reinforced layups made from carbon-fiber-reinforced polyphenylene sulfide. In a first process step, the layups are consolidated into laminates. Subsequently, these laminates are formed into 90° V-profiles. During the two-stage specimen manufacture, an extensive variation of the process parameters and layup stacking sequence is performed in order to induce a variety of shape deformations. The latter are then analyzed using three-dimensional scan data. This information is used to derive characteristic geometrical parameters and to conduct a quantitative comparison of different trial variants. The experimental data is supplemented by a simulation model which enables an assessment of shape deformations in the early development phase. The predictive quality of the simulation is then determined on the basis of a comparison with the experimental scan data. With its holistic approach, the present work provides a methodology to predict and evaluate shape deformations of thin-walled, locally reinforced tape laminates with thermoplastic matrices.

**Key words:** Shape deformations, spring-in, spring-back, spring-forward, warpage, UD tape, local reinforcement, thin-walled, CF/PPS





---

# Inhaltsverzeichnis

---

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1	Motivation . . . . .	2
1.2	Zielsetzung . . . . .	3
1.3	Aufbau der Arbeit . . . . .	3
<b>2</b>	<b>Grundlagen und Stand der Erkenntnisse</b>	<b>5</b>
2.1	Kontinuierlich faserverstärkte Halbzeuge mit thermoplastischer Matrix . . . . .	5
2.1.1	Halbzeugklassifizierung . . . . .	6
2.1.2	Herstellung und Verarbeitung von Gelegelaminaten . . . . .	7
2.2	Morphologie, Verarbeitung und Kristallisation von Polyphenylensulfid . . . . .	10
2.2.1	Allgemeine Verarbeitungshinweise . . . . .	11
2.2.2	Die Kristallisation von PPS im Kontext nicht-isothermer Verarbeitung mit hohen Kühlraten . . . . .	11
2.3	Gestaltabweichungen kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste . . . . .	14
2.3.1	Interaktion von Eigenspannungen und Gestaltabweichungen . . . . .	14
2.3.2	Abgrenzung und Begriffsklärung der Größen Spring-in und Verzug . . . . .	16
2.3.3	Einflussgrößen für die Entstehung von Gestaltabweichungen . . . . .	18
2.3.4	Bauteilgeometrien zur Bewertung von Spring-in und Verzug . . . . .	25
2.3.5	Übersicht experimenteller Bewertungsmethoden . . . . .	25
2.3.6	Modellansätze zur Vorhersage von Gestaltabweichungen . . . . .	26
2.4	Abgrenzung vom Stand der Wissenschaft und Technik . . . . .	32
<b>3</b>	<b>Material, Methoden und Modellbildung</b>	<b>35</b>
3.1	Vorstellung der Versuchskörper . . . . .	35
3.1.1	Werkstoffsystem . . . . .	35
3.1.2	Geometriedefinition . . . . .	35
3.1.3	Variation des Lagenaufbaus . . . . .	37
3.2	Herstellungsprozess . . . . .	38
3.2.1	Gelegerherstellung . . . . .	38
3.2.2	Prozessstufe 1 - Konsolidierung der Tapegelege . . . . .	39
3.2.3	Prozessstufe 2 - Herstellung der Winkelprofile . . . . .	41
3.3	Experimentelle Analyse der Gestaltabweichungen . . . . .	44
3.3.1	Dreidimensionale Gestalterfassung mittels Laser-Lichtschnittverfahren . . . . .	44
3.3.2	Gestaltung der Vorrichtung zur Versuchskörpervermessung . . . . .	45
3.3.3	Aufbereitung der Scanrohdaten und extrahieren von Prüfpunkten . . . . .	46
3.4	Modellbildung zur Vorhersage der Gestaltabweichungen in der Simulation . . . . .	47
3.4.1	Modellierung der thermischen Analyse . . . . .	48

3.4.2	Modellierung der mechanischen Analyse . . . . .	50
<b>4</b>	<b>Versuchsdurchführung und -ergebnisse</b>	<b>51</b>
4.1	Untersuchungen zur zweistufigen Herstellung der Versuchskörper . . . . .	51
4.1.1	Definition der Prozessparameter und Einführung des statistischen Versuchsplans	52
4.1.2	Analyse des Wärmehaushalts bei der Verarbeitung . . . . .	54
4.1.3	Identifizieren und quantifizieren prozessbedingter Einfluss- und Störgrößen . .	58
4.2	Thermoanalytische und mechanische Werkstoffcharakterisierung . . . . .	68
4.2.1	Thermoanalytische Untersuchungen . . . . .	68
4.2.2	Temperatur- und richtungsabhängige Modulbestimmung der UD-Einzelschicht	76
4.2.3	Zusammenfassende Bewertung der Charakterisierung im Hinblick auf die Prozessführung . . . . .	77
4.3	Analyse der Gestaltabweichungen auf Basis dreidimensionaler Scandaten . . . . .	78
4.3.1	Messfähigkeitsanalyse . . . . .	79
4.3.2	Kategorisierung der Deformationsmoden . . . . .	80
4.3.3	Ableiten geometrischer Bewertungskenngrößen . . . . .	81
4.3.4	Auswertung der Gestaltabweichungen für Prozessstufe 1 und 2 . . . . .	88
4.3.5	Einfluss der Prozessparametervariation auf die Gestaltabweichungen der G1P3 Variante . . . . .	99
4.3.6	Einfluss von Tempern auf die Gestaltabweichungen der G1P3 Variante . . . .	113
4.4	Vorhersage von Gestaltabweichungen in der Simulation . . . . .	114
4.4.1	Modellvalidierung der thermischen Analyse . . . . .	114
4.4.2	Modellvalidierung der mechanischen Analyse . . . . .	122
4.5	Zusammenfassung der Ergebnisse . . . . .	128
<b>5</b>	<b>Diskussion</b>	<b>131</b>
5.1	Experimentelle Analyse der Gestaltabweichungen auf Basis dreidimensionaler Scandaten	131
5.1.1	Einfluss der Herstellung auf die Gestaltabweichungen . . . . .	131
5.1.2	Die Verdrillung $\gamma$ als Folge metastabiler Gleichgewichtszustände der Grund- platten G1 und G2 . . . . .	140
5.1.3	Zeitliche Änderung der Gestaltabweichungen durch Rissbildung . . . . .	141
5.2	Bewertung des Simulationsmodells . . . . .	144
5.2.1	Thermische Analyse . . . . .	144
5.2.2	Mechanische Analyse . . . . .	146
5.3	Gestaltungsrichtlinien und -grenzen . . . . .	147
5.3.1	Gestaltung von Geometrie und Lagenaufbau . . . . .	148
5.3.2	Wahl der Prozessführung . . . . .	148
5.3.3	Modellbildung in der Simulation . . . . .	150
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>153</b>
	<b>Literatur</b>	<b>157</b>
	<b>Anhang</b>	<b>183</b>
<b>A</b>	<b>Kristallisationskinetik nach Avrami-Erofeev</b>	<b>183</b>

---

<b>B</b>	<b>Parameterzusammenstellung</b>	<b>185</b>
B.1	D-optimaler Versuchsplan der Prozessstufe 2 . . . . .	185
B.2	Inputdaten der Simulation . . . . .	186
B.2.1	Thermische Analyse . . . . .	186
B.2.2	Mechanische Analyse . . . . .	187
B.3	Koeffizienten der Kurveninterpolation zur Gestaltänderung durch Rissbildung . . . . .	188
<b>C</b>	<b>Zusammenfassung wichtiger Inhalte</b>	<b>189</b>
C.1	Gliederung der Arbeit . . . . .	189
C.2	Definition der Versuchskörper und deren Herstellung . . . . .	190
C.2.1	Versuchskörpergeometrie . . . . .	190
C.2.2	Variantenvielfalt der Laminatkonfigurationen . . . . .	191
C.2.3	Herstellungsprozess und Verarbeitungsparameter . . . . .	191
C.3	Übersicht des Simulationsmodells . . . . .	193
C.4	Messung und Bewertung der Gestaltabweichungen . . . . .	195



## Abkürzungsverzeichnis

<b>Kurzform</b>	<b>Beschreibung</b>
3D	dreidimensional
AFP	Automated Fiber Placement
Al	Aluminium
ATL	Automated Tape Laying
az1 / az2	erster und zweiter Aufheizzyklus einer DSC Messung
BMI	Bismaleimid
CAD	Computer Aided Design
CF	Kohlenstofffaser (engl.: carbon fiber)
CFK	kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CFRTP	endlosfaserverstärkter Thermoplast
DSC	dynamische Differenz-Kalorimetrie
FEM	Finite Elemente Methode
G1 / G2	Grundplattenvarianten der Versuchskörper
GF	Glasfaser
gl / gnl	geometrisch linear/nichtlinear
HTP	Heizen-Transfer-Pressen
KSL/KSM/KSR	linke/mittige/rechte Prüfpunktreihe der kurzen Seite eines Versuchskörpers
LSM	mittige Prüfpunktreihe der langen Seite eines Versuchskörpers
P1 bis P7	Patchvarianten der Versuchskörper
PA12	Polyamid 12
PEEK	Polyetheretherketon
PEI	Polyetherimid
PES	Polyethersulfon
PET	Polyethylenterephthalat
PP	Polypropylen
PP1 bis PP24	Prüfpunkte 1 bis 24 der Prüfpunktreihen
PPS	Polyphenylensulfid
PS1 / PS2	Prozessstufe 1 / 2
PSU	Polysulfon
REM	Rasterelektronenmikroskop
s1 bis s6	Unterteilung eines Versuchskörpers in Segmente
St	Stahl
TE1 bis TE8	Nummerierung der Thermoelemente innerhalb eines Versuchs zur Analyse des Wärmehaushalts
TGA	thermogravimetrische Analyse
UD	Unidirektional
UD-Tape	unidirektional faserverstärktes Band
XRD	Röntgendiffraktion

## Lateinische Formelzeichen

Formelzeichen	Einheit	Beschreibung
$b$	mm	Patchbreite
$B$	mm	Versuchskörperbreite
$d_S$	mm	Schenkelabstand des Versuchskörpers in Prozessstufe 2
$E$	GPa	Elastizitätsmodul eines isotropen Werkstoffs
$E_{ij}$	GPa	Elastizitätsmodul eines anisotropen Werkstoffs
$G_{ij}$	GPa	Schubmodul eines anisotropen Werkstoffs
$h_{\text{kond}}$	W/(m <sup>2</sup> K)	Wärmeübergangskoeffizient bei Festkörperkontakt
$h_{\text{konv}}$	W/(m <sup>2</sup> K)	Konvektionskoeffizient
$h_{\text{KS}}$	mm	Verzug der kurzen Seite eines Versuchskörpers
$h_{\text{LSM}}$	mm	Verzug der langen Seite eines Versuchskörpers
$h_{\text{LSM}}^*$	mm	Anteil der Winkeländerung an $h_{\text{LSM}}$ in Prozessstufe 2
$h_{\text{LSM}}^k$	mm	Anteil der Längskrümmung an $h_{\text{LSM}}$ in Prozessstufe 2
$\Delta H$	J/g	massenspezifische Enthalpieänderung
$\Delta H_c$	J/g	Kristallisationsenthalpie
$\Delta H_{c, \text{kalt}}$	J/g	Kristallisationsenthalpie der kalten Kristallisation
$\Delta H_c^0$	J/g	Gesamtkristallisationsenthalpie
$\Delta H_m$	J/g	Schmelzenthalpie
$K$	K/min	Abkühlrate
$L$	mm	Versuchskörperlänge
$l_S$	mm	Schenkellänge des Versuchskörpers in Prozessstufe 2
$m$	–	Steigung einer Gerade
$M_{\text{th}}$	N m	resultierendes Biegemoment unausgewogener thermischer Dehnungen
$p$	MPa	Pressdruck
$p1$ bis $p3$	MPa	Pressdruckstufen des statistischen Versuchsplans
$r_i$	mm	Innenradius des Versuchskörpers in Prozessstufe 2
$R$	mm	korrespondierender Radius der Patchkrümmung
$R_{\text{korr}}^2$	–	korrigiertes Bestimmtheitsmaß
$t_G$	mm	Wandstärke der Grundplatte
$t_{\text{GP}}$	mm	Wandstärke im Bereich von Grundplatte und Patch
$t_h$	s	Haltezeit der Zieltemperatur bei einer DSC Messung
$t_{\text{heiz}}$	s	Aufheizzeit während den Prozessstufen 1 und 2
$t_n$	mm	Nennstärke der unidirektionalen Tapes
$t_{\text{press}}$	s	Presszeit während den Prozessstufen 1 und 2
$t_{\text{trans}}$	s	Transferzeit während den Prozessstufen 1 und 2
$T$	°C	Temperatur
$T0$ bis $T3$	°C	Werkzeugtemperaturstufen des statistischen Versuchsplans
$T_c$	°C	Kristallisationstemperatur
$T_{\text{eic}}$	°C	extrapolierte Anfangstemperatur der Kristallisation
$T_{\text{entf}}$	°C	Entformungstemperatur
$T_g$	°C	Glasübergangstemperatur
$T_{\text{pc}}$	°C	Kristallisationspeakwert

*Fortsetzung - Lateinische Formelzeichen*

<b>Formelzeichen</b>	<b>Einheit</b>	<b>Beschreibung</b>
$T_U$	°C	Umformtemperatur
$T_{Umg}$	°C	Umgebungstemperatur
$T_V$	°C	Verarbeitungstemperatur
$T_{Vorlauf}$	°C	Vorlauftemperatur der Werkzeugtemperierung
$T_{wzg}$	°C	Werkzeugtemperatur
$s/L$	–	Verhältnis zur Beschreibung einer Schiefstellung des Patches
$v_f$	%	Faservolumengehalt des Verbundwerkstoffs
$v_{press}$	mm/s	Schließgeschwindigkeit der hydraulischen Presse in den Prozessstufen 1 und 2
$W_{zg\ PS2, m\downarrow}$	/ –	Modellierung des Werkzeugs in Prozessstufe 2 mit geringer
$W_{zg\ PS2, m\uparrow}$		/ hoher thermischer Masse
$X_c$	%	Kristallinitätsgrad

## Griechische Formelzeichen

<b>Formelzeichen</b>	<b>Einheit</b>	<b>Beschreibung</b>
$\alpha_{ij}$	$10^{-6} K^{-1}$	thermischer Ausdehnungskoeffizient eines anisotropen Werkstoffs
$\alpha_f$	$10^{-6} K^{-1}$	thermischer Ausdehnungskoeffizient der Faser
$\alpha_{KS}$	°	Schnittwinkel der Segmente s1 und s3 eines Versuchskörpers
$\alpha_m$	$10^{-6} K^{-1}$	thermischer Ausdehnungskoeffizient der Matrix
$\alpha_r$	$10^{-6} K^{-1}$	radialer thermischer Ausdehnungskoeffizient
$\alpha_t$	$10^{-6} K^{-1}$	tangentialer thermischer Ausdehnungskoeffizient
$\beta$	°	Nennwinkel des Versuchskörpers in Prozessstufe 2
$\gamma$	°	Verdrillung entlang der Längsachse eines Versuchskörpers
$\delta_r$	–	radialer Quelfaktor durch Feuchtigkeitsaufnahme
$\delta_t$	–	tangentialer Quelfaktor durch Feuchtigkeitsaufnahme
$\varepsilon_{mech}$	–	mechanische Dehnung
$\varepsilon_{th}$	–	thermische Dehnung
$\varepsilon_{total}$	–	totale Dehnung
$\kappa_{KS}$	$mm^{-1}$	Krümmung des Patches eines Versuchskörpers
$\Omega_{KS}$	$1/(\text{° mm})$	Formfaktor der kurzen Seite eines Versuchskörpers
$\sigma$	variierend	Standardabweichung
$\theta$	°	Spring-in der Versuchskörper in Prozessstufe 2
$\tau$	K/min	Heizrate
$\varrho$	$g/cm^3$	Dichte
$\xi_r$	–	radiale Schwindung durch Vernetzung
$\xi_t$	–	tangentiale Schwindung durch Vernetzung





# KAPITEL 1

---

## Einleitung

---

Zur Erfüllung der industriepolitischen Forderungen nach einer steigenden Energie- und Ressourceneffizienz, gilt der Leichtbau als eine Schlüsseltechnologie. Als Ergebnis der damit einhergehenden Forschungs- und Entwicklungsarbeiten der Industrie, werden auch kontinuierlich faserverstärkte Kunststoffe<sup>1</sup> zunehmend zur Substitution metallischer Werkstoffe in Betracht gezogen. Ungeachtet dieser unmittelbaren Entwicklungen, stehen endlosfaserverstärkte Kunststoffe bereits seit den 1960er Jahren im Fokus der Luftfahrtindustrie. Darüber hinaus existieren bereits vielfältige Anwendungsgebiete, die von Sportartikeln über den Automobil- und Bootsbau bis hin zu Anwendungen in Windkraftanlagen reichen. Zu einem überwiegenden Anteil kommen dabei duromere Matrixsysteme zum Einsatz. Auf Basis der Entwicklungen der vergangenen Jahrzehnte, konnte gegenüber konventionellen Stahllösungen ein Potenzial zur Massenreduktion von bis zu 60 % demonstriert werden. Neben der Massenreduktion bieten endlosfaserverstärkte Kunststoffe darüber hinaus weitere positive Sekundäreffekte. Dazu gehören die Einsparung von Montagekosten durch die Realisierung integrierter Bauweisen, das gutmütige Ermüdungsverhalten sowie ihre guten Korrosions- und Dämpfungseigenschaften. Prominente Beispiele für die intensive Nutzung kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe in hohen Stückzahlen sind, unter anderem, der Airbus A380 und A350-XWB, Boeings 787 Dreamliner sowie die BMW i Fahrzeugmodelle. Allerdings verbleiben Inhibitoren für eine weitreichendere Verbreitung dieser Werkstoffklasse. Dies sind zum einen die hohen Materialkosten, insbesondere kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe. Ein weiterer ist die Ermangelung geeigneter, kosteneffizienter Verarbeitungs- und Füge Technologien für die Großserie. Um diese Hemmschwellen zu überwinden, wurden und werden intensive Forschungsbemühungen unternommen. Zielsetzung ist die Entwicklung effizienterer und kostengünstigerer Prozesstechnologien für die Verarbeitung endlosfaserverstärkter Verbundwerkstoffe. In diesem Kontext ziehen thermoplastische Matrixwerkstoffe jüngst ein gesteigertes Interesse auf sich. Sie sind in Form von unverstärkten und diskontinuierlich faserverstärkten Materialtypen bereits heute essentieller Bestandteil von Großserienproduktionen aller Industriezweige. Mit einem erstarkenden Fokus auf die genannten, strukturellen Anwendungen ist es das Ziel aktueller Bestrebungen, das Potenzial von Thermoplasten, zur Reduktion von Zykluszeit und Kosten, auch in diesen Anwendungsfeldern zu nutzen. [1–6]

Neben diesen wirtschaftlichen Herausforderungen, bedingt die anisotrope Natur faserverstärkter Kunststoffe jedoch weitere, werkstoffinhärente Faktoren, die es bei der Bauteilherstellung zu berücksichtigen gilt. Ein zentraler Aspekt in diesem Zusammenhang ist die Ausprägung von thermischen Dehnungen während der Kühlphase der Verarbeitungszyklen. Diese sind in zweierlei Hinsicht als

---

<sup>1</sup> synonym: endlosfaserverstärkter Kunststoff

kritisch zu bewerten. Zum einen stellen die korrespondierenden thermischen Eigenspannungen eine intrinsische Vorbelastung des Werkstoffs dar, die zu einer Reduktion der ertragbaren äußeren Lasten führen kann. In der Folge ist die mechanische Leistungsfähigkeit des Werkstoffs nicht voll nutzbar und resultiert in einem geringeren Potenzial zur Massenreduktion gegenüber Metallen. Zum anderen besteht die Gefahr, dass thermische Dehnungen zu signifikanten Verformungen einer Struktur gegenüber ihrer Sollgeometrie beitragen. Unter prozesstechnischen Gesichtspunkten sind ausbalancierte thermische Dehnungen in symmetrischen Laminaten dabei zunächst als unkritisch zu bewerten, da keine signifikanten Verformungen in Erscheinung treten. Erst durch die Ausprägung lokal unbalancierter thermischer Dehnungen über den Querschnitt, liegt ein Dehnungsfeld vor, das eine Deformation der Struktur bis zum energetischen Gleichgewichtszustand erzwingt. Gestaltabweichungen entstehen. Derartige geometrische Abweichungen können zu erheblichen Komplikationen bei der Montage von Baugruppen führen. Unzulässig hohe Fügekräfte können die Folge sein. Komponenten aus dünnwandigen, schalenförmigen Laminaten sind hiervon in besonderem Maße betroffen. Bereits bestehende Methoden und Softwaretools zur Abschätzung dieser Gestaltabweichungen sind in vielen Fällen nicht ausreichend präzise. Folglich geht der Serienfertigung von Bauteilen oftmals ein iterativer Anpassungsprozess der Fertigungsmittel und Formwerkzeuge voraus. Dieses Vorgehen ist zeit- und kostenintensiv und somit für eine effiziente Bauteilherstellung hinderlich. Zusammengefasst tragen verarbeitungsbedingte thermische Dehnungen und die korrespondierenden Gestaltabweichungen somit einen fundamentalen Anteil zur Maßhaltigkeit und mechanischen Leistungsfähigkeit struktureller Faserverbundkomponenten bei. Sie sind folgerichtig kritische Größen, die es bei der Auslegung von Bauteilen aus endlosfaserverstärkten Thermoplasten zu berücksichtigen gilt.

Im vorangehenden Absatz wurde ein lokal unbalanciertes thermisches Dehnungsfeld als eine der treibenden Kräfte für die Entstehung von Gestaltabweichungen benannt. Derartige Dehnungen beruhen zum einen auf verarbeitungsbedingten Störgrößen, wie beispielsweise Temperaturgradienten bei der Abkühlung oder Schwankungen des Faservolumengehalts. Zum anderen können sie durch die asymmetrische Gestaltung des Lagenaufbaus erzwungen sein. Dieser Gestaltungsaspekt ist zwar grundsätzlich vermeidbar, im Hinblick auf die maximale Nutzung des Leichtbaupotenzials endlosfaserverstärkter Kunststoffe jedoch von Bedeutung. So erlaubt die lokale Variation des Lagenaufbaus und der Wandstärke eine Optimierung des Bauteils entsprechend der wirkenden Hauptlastpfade. Dergestalt maßgeschneiderte Bauteile besitzen das Potenzial zur maximierten Materialeinsparung und somit Massen- und Kostenreduktion. Die kompromissbehaftete Definition einer spezifischen Wandstärke und eines einheitlichen Lagenaufbaus wird vermieden.

## 1.1 Motivation

Trotz der vielfältigen Vorteile, die sich aus der Anwendung maßgeschneiderter Gelegelaminat ergeben, erfolgt die Bauteilumsetzung zumeist ohne die intensive Nutzung dieser Freiheitsgrade der Laminatgestaltung. Stattdessen dominiert, gemäß dem Stand der Technik, die Verwendung von Gewebehälften und Gelegelaminaten mit homogenem, quasi-isotropem Lagenaufbau. Zwar werden in der Luftfahrtindustrie bereits graduelle Wandstärkenvariationen mit derartigen Halbzügen realisiert, für lastoptimierte, lokale Verstärkungspatches ist dies jedoch nicht zutreffend. Ein wesentlicher Grund hierfür sind die, in Teilen, noch unzureichenden Erkenntnisse über die enge Interaktion zwischen der Laminatgestaltung, dem Werkstoffverhalten sowie dem Prozesseinfluss mit den resultierenden Gestaltabweichungen. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit gilt es diese Lücke zu schließen. Bereits 1982 fasste Pagliuso [7] die damit einhergehenden Problemstellungen eingängig im Titel seiner Veröffentlichung zusammen:

*Warpage, A Nightmare for Composite Parts Producers*<sup>1</sup>. Dieses Credo von Pagliuso aufgreifend, ist die zentrale Motivation der vorgestellten Arbeit: Das Leisten eines Beitrags zum erweiterten Verständnis der Entstehung, der Vorhersage und der Bewertung von Gestaltabweichungen in maßgeschneiderten Gelegelaminaten mit thermoplastischer Matrix.

Der Schwerpunkt dieser Arbeit liegt auf dünnwandigen Laminaten mit einem Patch als lokales Verstärkungselement. Derartige Strukturen sind für eine maximale Nutzung des Leichtbaupotenzi als prädestiniert. Gleichzeitig treten die geometrischen Abweichungen von der Sollgeometrie dort besonders schwerwiegend in Erscheinung. Mit Blick auf das wirtschaftliche Potenzial thermoplastischer Matrixwerkstoffe, erfolgt die Verarbeitung der Gelegelamine anhand einer exemplarischen Prozesskette, die großserienfähige Presszyklen ermöglicht.

## 1.2 Zielsetzung

Innerhalb des Versuchsrahmens dieser Arbeit ist es das Ziel, die komplexen Zusammenhänge zwischen Laminatgestaltung, Verarbeitungsparametern und den resultierenden Gestaltabweichungen der betrachteten Versuchskörper zu analysieren und zu bewerten. Der Nachweis hierzu ist anhand einer experimentellen Datenbasis zu erbringen, deren Generierung darauf ausgerichtet ist, auch komplexe, überlagerte Deformationsmoden der Versuchskörper identifizieren und quantifizieren zu können. Darüber hinaus ist ein Simulationsmodell zu erarbeiten, dessen Fokus es ist eine frühzeitig Abschätzung der Gestaltabweichungen im Gestaltungsprozess zu ermöglichen. Die Verifizierung und Validierung dieses Modells hat auf Basis eines Abgleichs zwischen Simulation und Experiment zu erfolgen. Zu diesem Zweck ist eine vergleichende Bewertung sowohl der individuellen, als auch der überlagernden Einflussgrößen der Gestaltabweichungen durchzuführen. Als zentrales Ergebnis dieser Dissertation ist eine Methodik zu schaffen, die ein Vorgehen zur Vorhersage und Bewertung der Gestaltabweichungen von dünnwandigen, lokal verstärkten Gelegelaminaten mit thermoplastischer Matrix bereitstellt. Anhand dieser Methodik sind Richtlinien für den Gestaltungsprozess abzuleiten und Grenzen der Modellgültigkeit zu definieren.

## 1.3 Aufbau der Arbeit

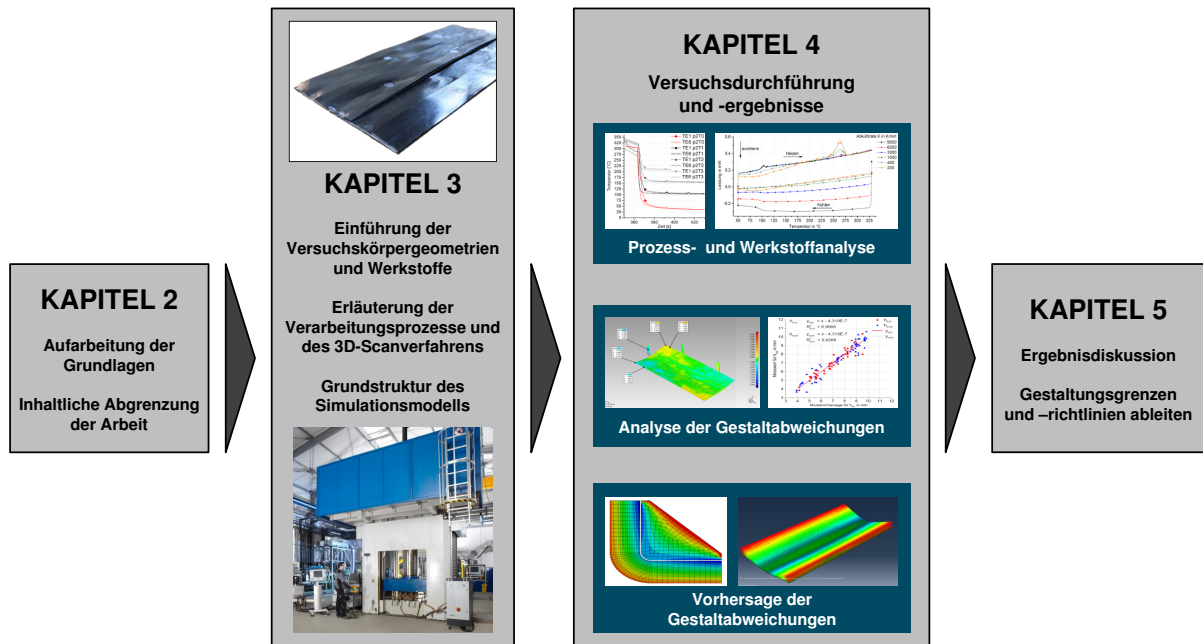
Die vorliegende Dissertationsschrift gliedert sich in sechs Kapitel, deren Inhalt nachfolgend umrissen wird. Die gewählte Untergliederung beruht auf den in **Kapitel 1** identifizierten Problemstellungen und Zielsetzungen, die es bei der Herstellung von maßgeschneiderten, thermoplastischen Gelegelaminaten zu lösen gilt.

**Kapitel 2** gibt einen Überblick zum aktuellen Stand der Erkenntnisse in den themenbezogenen Schwerpunkten. Hierzu wird zu Beginn eine grundsätzliche Einordnung der genutzten thermoplastischen Halbzeuge und des Thermoplast-Tapelegens im Gesamtkontext der kontinuierlich faserverstärkten Halbzeuge gegeben. Anschließend folgt eine Auseinandersetzung mit den Besonderheiten der Morphologie und Kristallisation des gewählten Matrixwerkstoffs, Polyphenylensulfid. Anschließend wird intensiv auf die Forschungsarbeiten anderer Autoren mit einem spezifischen Bezug zum Thema der Gestaltabweichungen kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe eingegangen. Aufbauend auf diesem Überblick leitet sich letztlich die Abgrenzung dieser Arbeit zum aktuellen Stand der Wissenschaft und Technik ab.

**Kapitel 3** erläutert zunächst die Hintergründe mit Bezug zum gewähltem Werkstoffsystem, der Geometrie der Versuchskörper sowie deren Variation des Lagenaufbaus der Gelegelamine. Anschließend wird der umgesetzte Verarbeitungsprozess für die zwei Prozessstufen Konsolidierung und Umformung beschrieben. Diese Ausführungen werden begleitet von einer Erläuterung des

---

<sup>1</sup> frei übersetzt: „Verzug, ein Albtraum für Hersteller von Bauteilen aus faserverstärktem Kunststoff“



**Abbildung 1.1:** Übersicht der Kapitel dieser Arbeit sowie ihrer inhaltlichen Schwerpunkte

Vorgehens zur Erfassung der Gestaltabweichungen mittels Laser-Scanverfahren sowie der Weiterverarbeitung dieser Scandaten. Zuletzt folgt ein Überblick des Simulationsmodells, das genutzt wird, um eine Vorhersage der experimentell ermittelten Gestaltabweichungen treffen zu können.

**Kapitel 4** bildet den zentralen Ergebnisteil der Arbeit und beinhaltet Details zur Versuchsplanung und -durchführung, den thermoanalytischen und mechanischen Werkstoffcharakterisierungen, der Auswertung der Gestaltabweichungen auf Basis der Scandaten sowie eine Vorstellung der Ergebnisse des Simulationsmodells. Ist es für das weiterführende Verständnis der Untersuchungsergebnisse erforderlich, so werden die entsprechenden Einzelaspekte von einer ersten, jedoch isolierten, Bewertung und Diskussion begleitet.

**Kapitel 5** diskutiert anschließend übergreifend die Ergebnisse aus Kapitel 4 und setzt diese zueinander in Bezug. Es ergänzt und erweitert somit die isolierten Einzelbewertungen aus Kapitel 4. Auf Basis dieser Diskussion der Inhalte werden Gestaltungsrichtlinien und -grenzen abgeleitet. Ziel ist es, damit eine Überführung dünnwandiger, lokal verstärkter Gelelaminate mit thermoplastischer Matrix in die Anwendung zu unterstützen.

**Kapitel 6** schließt die Arbeit mit einer Zusammenfassung der gewonnenen Erkenntnisse ab. Es liefert zudem einen Ausblick auf mögliche Fragestellungen, die im Verlauf der Analysen aufgedeckt wurden und gibt Handlungsempfehlungen für zukünftige Untersuchungsschwerpunkte.

# KAPITEL 2

---

## Grundlagen und Stand der Erkenntnisse

---

Die nachfolgenden Abschnitte dienen dem Zweck, die themenrelevanten Grundlagen darzulegen, sowie die Vorarbeiten anderer Autoren aufzuarbeiten. Auf eine ausführliche Beschreibung der thermomechanischen Grundlagen von faserverstärkten Kunststoffen wird an dieser Stelle jedoch bewusst verzichtet. Stattdessen wird hierzu auf die einschlägige Fachliteratur verwiesen. Eine ausführliche und didaktische Aufbereitung der relevanten Zusammenhänge findet sich unter anderem in [8–11]. Folglich beginnt dieses Kapitel in Abschnitt 2.1 mit einer allgemeinen Einführung in die kontinuierlich faserverstärkten Halbzeuge mit thermoplastischer Matrix sowie deren Verarbeitung. In Abschnitt 2.2 folgen Hintergründe zum Matrixwerkstoff Polyphenylensulfid und dessen Kristallisationsverhalten. Mit besonderer Relevanz für die Zielsetzungen dieser Arbeit, beinhaltet Abschnitt 2.3 einen umfangreichen Überblick über die Vorarbeiten anderer Autoren, deren Untersuchungsschwerpunkt auf den Gestaltabweichungen kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe liegt. Abgeschlossen wird das Kapitel in Abschnitt 2.4 durch eine Abgrenzung dieser Dissertation gegenüber dem aktuellen Stand der Erkenntnisse.

### 2.1 Kontinuierlich faserverstärkte Halbzeuge mit thermoplastischer Matrix

Faserverstärkte Thermoplaste sind in vielfältigen Lieferformen als vorimprägnierte Halbzeuge<sup>1</sup> am Markt verfügbar. Eine Variante zur Unterteilung der unterschiedlichen Halbzeugklassen orientiert sich an den zugehörigen Verarbeitungsverfahren, und ist definiert über die Länge der eingebetteten Verstärkungsfasern in der Matrix. Sie wird in Kurz-, Lang- und Endlosfaserverstärkung vorgenommen [3, 8, 11].

Für eine Endlosfaserverstärkung ist die Voraussetzung zu erfüllen, dass die Faserlänge den Bauteilabmessungen, respektive der Lastpfadlänge, entspricht und die Fasern gerichtet vorliegen. Sind diese Voraussetzungen erfüllt, und liegt eine Belastung in Längsrichtung vor, werden die aufgeprägten Lasten vorrangig durch die Verstärkungsfasern des Verbundwerkstoffs getragen. Dieser Charakteristik entsprechend, werden derartige Halbzeuge synonym als kontinuierlich faserverstärkt bezeichnet. Die Verbundeigenschaften werden in diesem Fall durch die Verstärkungsfasern dominiert. Als Resultat ergibt sich im Vergleich zu diskontinuierlich faserverstärkten Kunststoffen ein signifikant erhöhtes Eigenschaftsniveau. Zur Maximierung der Leistungsfähigkeit kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste erfolgt ihre Herstellung mit hohen Faservolumengehalten von 50 bis 70 %. Das potentielle Anwendungsspektrum dieser Halbzeugklasse erstreckt sich folglich insbesondere auf hoch belastete, strukturelle Komponenten, die sich nicht mit diskontinuierlich faserverstärkten Kunststoffen realisieren lassen. [1, 3, 8, 12]

---

<sup>1</sup> engl.: prepregs

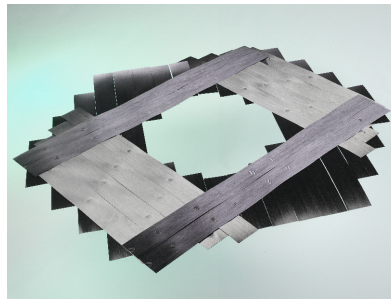
Aus den zuvor genannten Punkten lässt sich die zentrale Motivation für den Einsatz kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste ableiten. Angetrieben von politischen Entscheidungen und Richtlinien, liegt sie insbesondere in den intensiven Leichtbaubemühungen der verschiedenen Industriezweige begründet. Zentrales Ziel der hierzu unternommenen Entwicklungsarbeiten ist eine Senkung der Systemmasse und eine damit einhergehende Steigerung der Energieeffizienz [5, 13–15]. Insbesondere für die Substitution hoch belasteter, metallischer Komponenten spielen endlosfaserverstärkte Kunststoffe eine zentrale Rolle in der Luftfahrt- sowie der Automobilindustrie. Diese Werkstoffe zeichnen sich, neben ihrem Potenzial zur funktionsintegrierten Bauweise, durch ihre hervorragenden massenbezogenen Eigenschaften wie Steifigkeit, Festigkeit und Energieabsorption aus. Weitere Vorzüge sind ein gutmütiges Ermüdungsverhalten, geringere Eigenschaftsänderungen bei erhöhten Temperaturen sowie eine hohe Korrosions- und Chemikalienbeständigkeit [1, 3, 8, 12].

### 2.1.1 Halbzeugklassifizierung

Die Gruppe der endlosfaserverstärkten Thermoplaste unterscheidet vier zentrale Halbzeugtypen: Hybridgarne, Profile, gewebeverstärkte Plattenware und unidirektional faserverstärkte Bänder (UD-Tapes). Ausführliche Beschreibungen der einzelnen Halbzeuge sind in der Fachliteratur vielfältig vorzufinden [1, 3, 8, 12]. Allen gemein ist die Eigenschaft, dass die Verstärkungsfasern bereits teilweise oder vollständig mit der Matrix imprägniert vorliegen. Für die Imprägnierung der Verstärkungsfasern mit der thermoplastischen Matrix existieren vielfältige Verfahrensvarianten, deren Prinzipien in [1, 3, 12, 16, 17] ausführlich erläutert sind. Von unmittelbarer Relevanz für die vorliegende Arbeit sind UD-Tapes, weswegen ihnen eine besondere Bedeutung zukommt. Ihre charakteristischen Eigenschaften werden nachfolgend vorgestellt und konsolidierten Gewebehälften gegenübergestellt. Letztere sind hinsichtlich Anwendungsspektrum und genutzten Verarbeitungstechnologien vergleichbar und bilden somit eine Alternative bei der Werkstoffauswahl.

*Gewebeverstärkte Plattenware* bezeichnet ein rechteckiges Halbzeug, dessen textile Verstärkungsstruktur bereits vollständig mit thermoplastischer Matrix imprägniert und konsolidiert ist. Zur Anpassung des Eigenschaftsprofils der Gewebehälften sind verschiedene Bindungsarten am Markt verfügbar, wobei die Leinwand-, Köper- sowie Atlasbindung dominieren [2, 17]. Diese unterscheiden sich durch eine Variation in der Anordnung der Rovings in Kett- und Schussrichtung sowie den variierenden Grad der Ondulation. In der Folge ergeben sich Modifikationen der mechanischen Leistungsfähigkeit und des Drieverhaltens der Bindungsarten. Eine geringere Ondulation wirkt sich auf Grund des höheren Anteils an gestreckten Verstärkungsfasern positiv auf die Kennwerte Steifigkeit und Festigkeit aus. Das Drieverhalten verbessert sich mit dem realisierbaren Maß der Scherdeformation, das von der Bindepunktdichte in Kett- und Schussrichtung abhängt [2, 11].

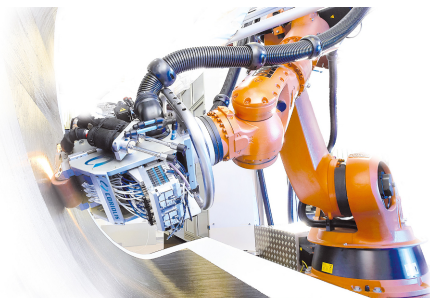
*UD-Tapes* sind Bänder mit einer vollständig imprägnierten, rein unidirektionalen Faserverstärkung. Sie unterscheiden sich von rechteckigen Profilen insbesondere durch ihre geringe Wandstärke. Diese beträgt üblicherweise 0,1 bis 0,2 mm für Kohlenstofffaser- und 0,2 bis 0,4 mm für Glasfaserverstärkung. UD-Tapes sind die Grundlage für die Herstellung von Gelegelaminaten, die in Abschnitt 2.1.2 beschrieben ist. Das UD-Tape bildet darin die unidirektionale Einzelschicht, die gestreckt ohne Ondulation vorliegt, und mit beliebiger Faserorientierung in die Gelege eingebracht werden kann [11]. Durch ein Stapeln der Einzelschichten, deren Faserorientierungen individuell auf die Lastfälle der Anwendung angepasst sind, entsteht das Tapegelege. Darüber hinaus realisieren moderne Tapegelegeverfahren eine endkonturnahe Gelegeherstellung, wodurch Verschnittreste gegenüber rechteckigen Gewebehälften minimiert und profilierte Wandstärken ermöglicht werden. Abbildung 2.1 zeigt ein endkonturnahes Gelege mit profilierter Wandstärke, hergestellt aus UD-Tape Rollenware.



**Abbildung 2.1:** Endkonturnahes Gelege mit profilierter Wandstärke, hergestellt aus UD-Tape

### 2.1.2 Herstellung und Verarbeitung von Gelegelaminaten

Für die Verarbeitung unidirektional faserverstärkter Duromer-Prepregs sind bereits seit den 1970er Jahren so genannte „Automated Tape Laying (ATL)“ und „Automated Fiber Placement (AFP)“ Systeme in der Luft- und Raumfahrtindustrie im Einsatz. Ihre Grundlage bilden Industrieroboter oder Portalsysteme, die mit einem Legekopf kombiniert werden und die Herstellung schalenförmiger Bauteile ermöglichen [1, 9, 18]. In Abbildung 2.2 sind zwei derartige Systeme exemplarisch dargestellt. Durch das steigende Interesse an der Fertigung hochbelastbarer Thermoplastbauteile, stehen heutzutage auch Tapelegesysteme für die Verarbeitung von UD-Tapes mit thermoplastischer Matrix zur Verfügung. Dominant sind zwei grundlegende Konzepte des Thermoplast-Tapelegens. Sie werden in den nachfolgenden Absätzen vorgestellt und voneinander abgegrenzt.



(a) AFP-Industrieroboter [19]

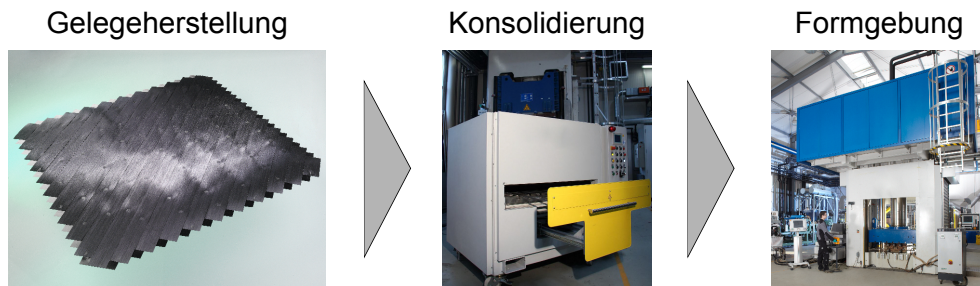


(b) ATL-Portalsystem [20]

**Abbildung 2.2:** Tapelegesysteme zur Herstellung schalenförmiger Bauteile aus duromeren oder thermoplastischen UD-Prepregs

Das Konzept 1 zielt auf eine direktes, vollflächiges Verschweißen der Einzellagen ab, wodurch ein monolithisches Laminat aufgebaut wird. Dieser Vorgang, die Konsolidierung, beschreibt nach Henning et al. [3] „das weitestgehend einschussfreie Zusammenführen von Fasern, Matrix und gegebenenfalls Füllstoffen und das Verfestigen zum Faserverbundbauteil“. Die Konsolidierung wird für dieses Konzept durch ein lokales Aufschmelzen des abzulegenden UD-Tapes, und das anschließende Anpressen auf die darunter liegende Tapelage erzielt. Die Erstarrung des Verbunds erfolgt durch die Abkühlung des Materials während des Anpressens. Bedingt durch diesen Ansatz einer in-situ Konsolidierung des herzustellenden Gelegelaminats, ist die Zielsetzung derartiger Tapelegesysteme meist die direkte Herstellung schalenförmiger Bauteile. Eine nachträgliche Umformung ist nicht zwangsläufig erforderlich. Systeme dieses Typs eignen sich durch ihre anlagentechnische Basis, die ähnlich zu duromeren ATL-Systemen aufgebaut ist, auch für die Herstellung sehr großer Komponenten. Die Bauteilkomplexität ist jedoch durch die Gestaltung des Legekopfs beschränkt und oftmals als gering zu bewerten [17, 21].

Für das Konzept 2 liegt der Fokus auf dem Ablegen und Stapeln einzelner Streifen UD-Tape. Der Zusammenhalt des Geleges wird bei diesem Verfahrensprinzip durch lokales Verschweißen der Einzellagen erzielt (Fixierungspunkte). Hierzu werden insbesondere Ultraschallsonotroden oder Laserstrahlung eingesetzt. Das so hergestellte Gelege ist vollständig eben und nicht konsolidiert. Die lokalen Schweißpunkte ermöglichen lediglich die Handhabung der Gelege bis zu deren Weiterverarbeitung innerhalb der Prozesskette. Diese ist exemplarisch in Abbildung 2.3 dargestellt. Die dort gezeigte Dreiteilung in Gelegeherstellung, Konsolidierung und Formgebung entspricht einer Trennung der Teilprozessschritte, wie sie in Konzept 1 kumuliert durch den Legekopf erfolgen.



**Abbildung 2.3:** Schematische Darstellung einer typischen Prozesskette zur Verarbeitung von Gelegen aus UD-Tape

Die Komplexität von Konzept 1 bedingt, im Vergleich zu Konzept 2, Einbußen bei der erzielbaren Bauteilkomplexität sowie der Ablegerate. Darüber hinaus stellt der instationäre Energieeintrag in die UD-Tapes und das Gelegelaminat hohe Anforderungen an die Definition optimierter Prozessparametersätze. Als Konsequenz ist eine direkte Herstellung von Bauteilen in Endkontur und mit vollständiger Konsolidierung nicht immer möglich. Stattdessen kann, abhängig von den zu erfüllenden Anforderungen, eine nachgeschaltete Umformung zur finalen Geometrie, verbunden mit einer Erhöhung des Konsolidierungsgrads, erforderlich sein [17]. Der Schwerpunkt von Konzept 2 liegt im Gegenzug auf einer Aufteilung der Bauteilherstellung in einzelne, effiziente Teilschritte, mit einem reduzierten Maß an Komplexität (vergleiche Abbildung 2.3). Motivation dieses Vorgehens ist die Minimierung der Zykluszeit der Teilprozessschritte sowie die Möglichkeit zu deren parallelisierten Durchführung, um eine wirtschaftliche Bauteilfertigung in der Großserie zu ermöglichen.

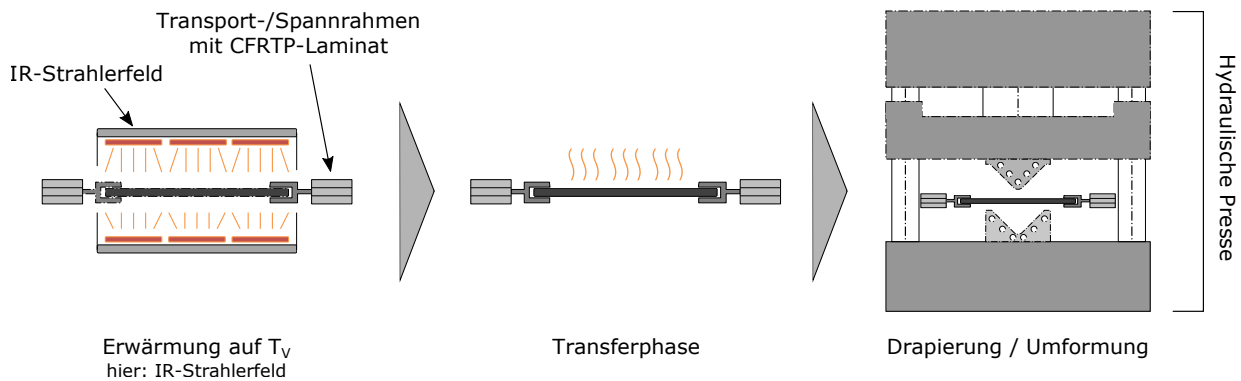
Für die Konsolidierung der mittels Konzept 2 hergestellten Gelege stehen vielfältige Prozesstechnologien zur Verfügung, die exemplarisch in [1, 16] beschrieben sind. Allen gemein sind die zentralen Prozessparameter Temperatur, Druck sowie Verweilzeit, die das Verarbeitungsprofil bilden. Ihr Verlauf variiert für die unterschiedlichen Prozesstechnologien und bildet deren zentrales Unterscheidungsmerkmal. Gleichzeitig prägt das Verarbeitungsprofil die erreichbaren Zykluszeiten sowie den sich einstellenden Konsolidierungsgrad nach der Erstarrung des konsolidierten Gelegelaminats. In Ergänzung zu den Ausführungen von Wöginger [16] findet in der vorliegenden Arbeit ein hybrides Anlagenkonzept Anwendung, das unter den semi-kontinuierlichen Pressensystemen einzuordnen ist. Es ist in Abschnitt 3.2 näher beschrieben.

Im Anschluss an die Konsolidierung der lokal verschweißten Gelege zu monolithischen Laminaten, erfolgt deren Umformung zu schalenförmigen Bauteilen. Für die Realisierung derartiger Bauteile mit geringen Zykluszeiten, hat sich das Stempelumformverfahren<sup>1</sup> etabliert [1, 17, 22, 23]. Dieses Pressverfahren ist schematisch in Abbildung 2.4 dargestellt und beinhaltet die nachfolgend beschriebenen Prozessschritte. Die Erläuterungen erfolgen, mit Bezug zum Schwerpunkt dieser Arbeit,

<sup>1</sup> engl.: matched-metal molding



anhand eines teilkristallinen Thermoplasten. Amorphe Thermoplaste erfordern ein grundsätzlich vergleichbares Vorgehen, ein Schmelzen kristalliner Strukturen entfällt jedoch. Stattdessen muss die Temperaturführung so gewählt werden, dass eine ausreichende Fließfähigkeit der Matrix bei der Verarbeitung sichergestellt ist.



**Abbildung 2.4:** Schematische Darstellung der Formgebung thermoplastischer Laminat im Stempelumformverfahren (CFRTP - engl.: continuous-fiber-reinforced thermoplastics)

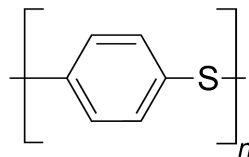
*Erwärmung:* Die Umformung der konsolidierten Gelegelaminat erfordert eine Erwärmung der thermoplastischen Matrix auf deren Verarbeitungstemperatur. Diese ist für teilkristalline Thermoplaste oberhalb der Schmelztemperatur zu wählen, um zu gewährleisten, dass ein vollständiges Aufschmelzen der kristallinen Anteile der Matrix ermöglicht wird. Darüber hinaus muss die Temperatur ausreichend hoch gewählt werden, dass während des Transfers im Anschluss an die Heizphase keine Erstarrungsvorgänge der Matrix durch Kristallisation initiiert werden.

*Transferphase:* Nach der Erwärmung auf Verarbeitungstemperatur befindet sich die Matrix im Zustand der amorphen Schmelze. Beim Einwirken äußerer Lasten ist somit kein Zusammenhalt des Verbundwerkstoffs sichergestellt. Das Halbzeug ist biegeschlaff. Dieser Sachverhalt ist zu berücksichtigen, da bei unsachgemäßer Handhabung ein Durchhängen des Halbzeugs resultiert. Aus diesem Grund bedarf es geeigneter Transportlösungen für den Transfer. Um dem Rechnung zu tragen, erfolgt vor der Erwärmung eine Fixierung des Laminats in einem Transport- oder Spannrahmen. Dabei liegt das Hauptaugenmerk darauf, dass die aufgeprägten Haltekräfte ausschließlich in die Verstärkungsfasern eingeleitet werden. Wird dieser Aspekt berücksichtigt, wird ein Durchhängen des erwärmten Halbzeugs minimiert und eine Nachführung des Laminats während dessen Formgebung ermöglicht.

*Drapierung/Umformung:* Die Drapierung eines Gelegelaminats erfolgt durch den Schließhub des Formwerkzeugs, das aus einer positiven und negativen Werkzeughälfte aufgebaut ist. Die Temperatur des Werkzeugs wird unterhalb der Kristallisationstemperatur der Matrix gewählt, um eine schnelle Abkühlung und Erstarrung des Laminats zu erzielen. Diese Art der Temperaturführung ist entscheidend, damit die notwendige Kühlzeit bis zur Bauteilentformung möglichst gering ausfällt. Dabei ist zu berücksichtigen, dass durch die vorangehende Erwärmung der Laminat über Schmelztemperatur eine teilweise Dekonsolidierung der Einzellagen des Laminats vorliegt [24]. Erst durch das Aufprägen einer Flächenpressung bei der Formgebung erfolgt eine erneute Konsolidierung des Laminats. Die hierzu erforderlichen Schließkräfte werden durch den Einsatz hydraulischer Pressen realisiert.

## 2.2 Morphologie, Verarbeitung und Kristallisation von Polyphenylensulfid

Polyphenylensulfid (PPS) ist ein teilkristalliner Thermoplast aus der Gruppe der Hochleistungspolymere. Erste Vorarbeiten der jüngeren Vergangenheit zur Synthese von Phenylensulfid-Polymeren wurden 1959 und 1960 von Lenz et al. veröffentlicht [25–27]. Auf der Basis weiterführender Forschungsbemühungen folgten insbesondere in den 1960er bis 1990er Jahre eine Vielzahl von Patenten zur industriellen Herstellung von PPS. Eine Auswahl dieser Patente findet sich in [28, 29]. Heutzutage erfolgt die Synthese von PPS als Polykondensation von 1,4-Dichlorbenzol  $\text{Cl}(\text{p-C}_6\text{H}_4)\text{Cl}$  mit Dinatriumsulfid  $\text{Na}_2\text{S}$  in einem geeigneten Lösungsmittel<sup>1</sup>. Als Abspaltprodukt entsteht Natriumchlorid  $\text{NaCl}$  [28–30]. Abbildung 2.5 illustriert die resultierende Strukturformel von PPS.



**Abbildung 2.5:** Idealisierte Strukturformel von Polyphenylensulfid (PPS)

Abhängig von den Details der Polymerisation sowie der thermischen Nachbehandlung, kann zwischen linearem, verzweigtem und vernetztem PPS unterschieden werden. Mit dem Bezug zu dieser Arbeit ist lediglich lineares PPS Bestandteil der Untersuchungen. Die im folgenden getroffenen Aussagen beziehen sich somit stets auf diesen Untertyp. Zentrale Vorteile in der technischen Anwendung gegenüber den verzweigten und vernetzten Derivaten sind die erhöhte Bruchdehnung und Schlagzähigkeit, eine höhere Bindenahtfestigkeit sowie das bessere Fließverhalten [29, 31, 32].

Trotz erhöhter Kosten gegenüber anderen technischen Thermoplasten, wird PPS auf Grund seines hervorragenden Eigenschaftsspektrums zunehmend für anspruchsvolle technische Anwendungen in Betracht gezogen. Einige Vorteile gegenüber einer Vielzahl anderer Thermoplasten sind [29, 30, 32–34]:

- Hohe Festigkeit, Steifigkeit und Härte;
- hohe Glasübergangstemperatur von 85 °C und Dauereinsatztemperatur von 240 °C;
- geringe Kriechneigung sowie gute Maßhaltigkeit, auch bei erhöhten Temperaturen;
- hervorragende chemische Beständigkeit und inhärente Flammhemmung.

Das resultierende Anwendungsspektrum erstreckt sich auf alle Industriezweige. Mit einem Bezug zu dieser Arbeit, liegt ein besonderer inhaltlicher Fokus jedoch auf Anwendungen für die Großserie in der Automobil- und Luftfahrtindustrie. Insbesondere unverstärktes sowie diskontinuierlich faserverstärktes PPS sind dort bereits für eine Vielzahl von Anwendungen in Gebrauch [34, 35]. In der jüngeren Vergangenheit der Luftfahrtindustrie entstanden zudem erste Serienanwendungen auf Basis kontinuierlich faserverstärkter Halbzeuge. Neben semi-strukturellen Sitzkomponenten, existieren auch erste strukturelle Bauteile, anhand derer Gewichtseinsparungen von bis zu 50 % gegenüber der ursprünglichen Metalllösung erzielt werden [36]. Beispiele reichen von den vorderen Tragflächenkanten von Passagiermaschinen über Halteclips in deren Rumpfbereich bis hin zu komplexen, induktionsgeschweißten Leitwerken für Helikopter [36–38]. Abbildung 2.6 zeigt zwei der genannten Anwendungen.

<sup>1</sup> Oftmals N-Methylpyrrolidon



**Abbildung 2.6:** Halteclip, hergestellt aus endlosfaserverstärkten PPS-Halbzeugen, und Zusammenbau in der Rumpfschale eines A350-XWB [39]

### 2.2.1 Allgemeine Verarbeitungshinweise

Die Verarbeitung von Polyphenylensulfid erfolgt ausgehend von Verarbeitungstemperaturen  $T_V$  größer  $300\text{ }^\circ\text{C}$ , um ein vollständiges Aufschmelzen aller kristallinen Anteile sicherzustellen. Für endlosfaserverstärkte Halbzeuge werden vielfach sogar Verarbeitungstemperaturen von bis zu  $340\text{ }^\circ\text{C}$  empfohlen. Dieses Vorgehen dient dem Zweck, eine Unterkühlung des Materials während des Transfers in die Werkzeugkavität zu vermeiden. Es gilt jedoch zu beachten, dass  $T_V$  unterhalb von  $370\text{ }^\circ\text{C}$  zu wählen ist, da ansonsten thermische Abbauvorgänge einsetzen [28, 34].

Um eine großserienfähige Bauteilherstellung mit kurzen Zykluszeiten zu ermöglichen, erfolgt die Formgebung von endlosfaserverstärkten Laminaten mit isotherm temperierten Presswerkzeugen. Der hohe Temperaturgradient zwischen Werkzeugtemperatur  $T_{wzg}$  und  $T_V$  resultiert dabei in einer rapiden, nicht-isothermen Abkühlung des Halbzeugs. In der Spitze können Kühlraten  $K$  von mehreren tausend Kelvin pro Minute auftreten [40]. Im Verlauf dieser Kühlphase setzt für teilkristalline Thermoplaste ein Erstarren der Matrix in Verbindung mit einer Bildung kristalliner Bereiche ein [30, 40]. Die zugehörige Kristallisationstemperatur  $T_c$  zeigt eine Abhängigkeit von  $K$  und kann mittels dynamischer Differenz-Kalorimetrie (DSC) ermittelt werden. Es gilt der Zusammenhang, dass sich die Kristallisation für steigende Abkühlraten zu geringeren Temperaturen verschiebt [40, 41]. Eine solche Abhängigkeit des Kristallisationsverhaltens gegenüber der Verarbeitungshistorie existiert auch für PPS in ausgeprägter Form und ist bei der Definition geeigneter Verarbeitungsparameter zu beachten [28, 29, 33, 42]. Als allgemeine Orientierung für die Verarbeitung endlosfaserverstärkter PPS-Halbzeuge enthält Tabelle 2.1 eine Zusammenstellung der Prozessparameter diverser Veröffentlichungen. Der nachfolgende Abschnitt 2.2.2 geht gesondert auf diese Interaktion von Verarbeitung und Kristallisation ein und setzt sie in Bezug zu diversen Forschungsarbeiten zur Kristallisationskinetik von PPS.

**Tabelle 2.1:** Prozessparameter für die Verarbeitung endlosfaserverstärkter PPS-Halbzeuge in [43–48]

Parameter		Wertebereich
Verarbeitungstemperatur $T_V$	$^\circ\text{C}$	310 - 370
Werkzeugtemperatur $T_{wzg}$	$^\circ\text{C}$	80 - 230
Pressdruck $p$	MPa	1 - 10

### 2.2.2 Die Kristallisation von PPS im Kontext nicht-isothermer Verarbeitung mit hohen Kühlraten

Die gängigste Methode zur Analyse der Kristallisation von Kunststoffen ist die dynamische Differenz-Kalorimetrie (DSC), deren technisches Verfahrensschema in [40, 41] ausführlich beschrieben ist. Ihr liegt die Systematik zu Grunde, dass eine zu untersuchende Probensubstanz mit bekann-

ter Einwaage, einem kontrollierten Temperaturzyklus unterzogen wird. Durch den Vergleich des Wärmestroms mit einer bekannten Referenz ist es möglich, physikalische und chemische Umwandlungsvorgänge der Probensubstanz zu quantifizieren. Die Messung des Wärmestroms erfolgt dabei auf Basis der elektrischen Heizleistung. Die korrespondierende, massenspezifische Enthalpieänderung  $\Delta H$  ist charakteristisch für die jeweilige Phasenumwandlung. Für thermoplastische Kunststoffe sind insbesondere die spezifische Schmelzenthalpie  $\Delta H_m$ , Kristallisationsenthalpie  $\Delta H_c$  sowie die spezifische Gesamtkristallisationsenthalpie  $\Delta H_c^0$  von Bedeutung.  $\Delta H_c^0$  beschreibt den theoretischen Fall vollständiger Kristallinität. Da dieser Zustand nicht zu erreichen ist, gestaltet sich die genaue Quantifizierung von  $\Delta H_c^0$  oftmals schwierig. Für PPS werden Werte von 50 bis 150,5 J/g berichtet. Eine umfassende Auseinandersetzung mit den daraus resultierenden Problemstellungen bei der Bestimmung akkurater Werte für den Kristallinitätsgrad  $X_c$  erfolgte durch Spruiell et al. [33]. In diesem Kontext geben die Autoren drei Gleichungen zur Berechnung von  $X_c$  an, die auch im Rahmen von Abschnitt 4.2.1 Anwendung finden.

- Kristallisation der ungefüllten Matrix:

$$X_c = \frac{\Delta H_c}{\Delta H_c^0} \quad (2.1)$$

- Kristallisation der ungefüllten Matrix mit kalter Kristallisation  $\Delta H_{c, \text{kalt}}$ :

$$X_c = \frac{\Delta H_c + \Delta H_{c, \text{kalt}}}{\Delta H_c^0} \quad (2.2)$$

- Kristallisation der faserverstärkten Matrix (Faservolumengehalt  $v_f$ ) mit kalter Kristallisation:

$$X_c = \frac{\Delta H_c + \Delta H_{c, \text{kalt}}}{(1 - v_f)\Delta H_c^0} \quad (2.3)$$

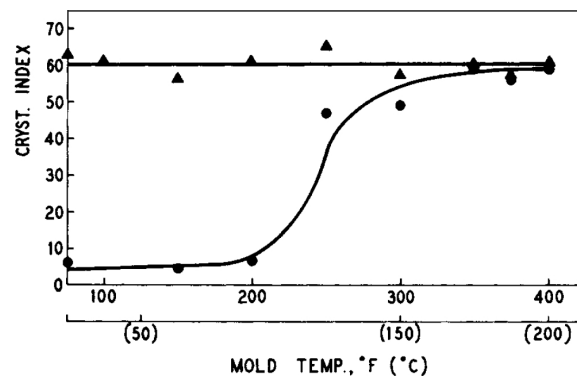
Obwohl die Analyse des Absolutwertes von  $X_c$  keinen Schwerpunkt dieser Arbeit bildet, ist die Kenntnis des relativen Kristallinitätsgrades<sup>1</sup> sowie der zu Grunde liegenden Kristallisationskinetik, unter zweierlei Gesichtspunkten von besonderem Interesse.

1. Die Kristallisation der Matrix resultiert in einer makroskopischen Schwindung durch Volumenkontraktion und geht mit Dimensionsänderungen eines Körpers einher. Eine Änderung des Kristallinitätsgrades korrespondiert dementsprechend direkt mit einer Variation dieser Dimensionsänderungen. Als Konsequenz ist ein Einfluss auf die zu untersuchenden Gestaltabweichungen zu erwarten.
2. Wie bereits erwähnt wurde, bildet die Kristallisation teilkristalliner Thermoplaste die Grundlage für eine Erstarrung oberhalb des Glasübergangsbereichs und ist zugleich abhängig von der Abkühlrate. Diese Erstarrung ist erforderlich, damit mechanische Lasten zwischen der Matrix und den eingebetteten Verstärkungsfasern übertragen werden können. Eine genaue Kenntnis der Erstarrungstemperatur ist somit essentiell, um die auftretenden thermischen Dehnungen im Verlauf der Abkühlung bewerten und in der Folge die Gestaltabweichungen eines Bauteils vorhersagen zu können.

---

<sup>1</sup> Das Verhältnis aus  $X_c$  einer bestimmten Messung und des zugehörigen Maximalwertes einer Messreihe  $X_{c, \text{max}}$ .

Eine der ersten Untersuchungen mit einem Bezug zu dieser aufgezeigten Thematik findet sich in [49]. Brady nutzte darin vernetztes PPS, um den Einfluss einer nachträglichen Wärmebehandlung auf den erzielbaren Kristallinitätsgrad zu ermitteln. Hierzu variierte er unter anderem  $T_{wzg}$  bei der Probenherstellung und bestimmte den resultierenden relativen Kristallisationsindex mittels Röntgendiffraktion (XRD). Es zeigte sich, dass bei einem Abschrecken der Proben auf Raumtemperatur ein nahezu vollständig amorphes PPS erzielt werden kann. Für eine Erhöhung der Werkzeugtemperatur auf 150 °C werden bereits etwa 80 % des maximalen Kristallinitätsindex erreicht, und bei 200 °C ist keine Änderung mehr durch Tempern zu erzielen. Die Ergebnisse werden in Abbildung 2.7 illustriert.



XRD-Kristallinitätsindex (Cryst. Index) in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur (Mold Temp)

● nach der Herstellung ▲ nach Tempervorgang (2h bei 204°C)

**Abbildung 2.7:** Untersuchungsergebnisse von Brady zur Kristallisation von vernetztem PPS als Funktion der Werkzeugtemperatur [49]

Der benannte Sachverhalt der amorphen Erstarrung wurde durch H. Zeng et al. [50], Kenny et al. [51], Menczel et al. [52] und Huo et al. [53] auch für unvernetztes PPS bestätigt. Hierzu betrachteten H. Zeng et al. die Morphologie der kristallinen Phase eines linearen PPS. Für dessen nicht-isotherme Abkühlung wurde ermittelt, dass durch die Zugabe von Kohlenstofffasern ein Nukleierungseffekt zu beobachten ist. Dieser geht einher mit der Ausbildung einer transkristallinen Phase im radialen Umfeld der Fasern. Huo et al. präsentierten umfangreiche Untersuchungen, die den Einfluss einer Wärmebehandlung auf den Anteil der amorphen Phase in PPS behandelten. Die Autoren unterscheiden darin zwischen einer mobilen und einer starren amorphen Phase, die für kristallisiertes PPS einen Gesamtanteil von 52 bis 70 % besitzen. Wie schon H. Zeng et al., so zeigten auch Desio et al. [54] und Mehl et al. [42, 55] in ihren Arbeiten auf, dass sich die Geschwindigkeit des Kristallisationsvorgangs in der Anwesenheit von Kohlenstofffasern durch Nukleierung beschleunigt. Darüber hinaus wird der erzielbare Kristallinitätsgrad reduziert. Das Maß der Beschleunigung sowie die Ausbildung einer transkristallinen Phase sind dabei abhängig von Fasertyp und Sizing. In Teilen widersprüchlich, berichteten Kenny et al. von einer Verzögerung der Kristallisation. Auch sie bestätigen jedoch den geringeren absoluten, volumenbezogenen Kristallinitätsgrad des kohlenstofffaserverstärkten PPS<sup>1</sup>. Gemäß Kenny et al. ist die Herstellung eines amorphen PPS bereits bei moderaten Abkühlraten von 100 K/min möglich.

Im Zuge der verstärkten Entwicklungsaktivitäten zur industriellen Nutzung von endlosfaserverstärkten PPS-Halbzeugen, gewannen die genannten Fragestellungen zur Kristallisation und Erstarrung von PPS neue Relevanz. In der Folge wurde in den vergangenen zehn Jahren eine Reihe

<sup>1</sup> Unverstärkt: 50 bis 55 %; kohlenstofffaserverstärkt: 40 bis 55 %

weiterer Publikationen veröffentlicht, die einen spezifischen Fokus auf dieser Werkstoffgruppe haben. Im Jahr 2005 untersuchte Wijskamp [43] im Rahmen seiner Dissertation glasfaserverstärkte Gewebelaminat im Stempelumformverfahren mit Silikonstempeln. Um deren Gestaltabweichungen vorherzusagen, erkannte auch er die Notwendigkeit den Zeitpunkt der Matrixerstarrung zu kennen. Er behalf sich mit der Annahme, wonach die Erstarrung bei Erreichen einer 50 %-igen relativen Kristallinität eintritt. Diese Annahme wurde anhand eines Auszugstests zur Bestimmung des interlaminaren Gleitens von Laminat einzelschichten diskutiert. Die Ergebnisse zeigten, dass ein signifikanter Kraftanstieg mit der Erstarrung des Materials einsetzt. Eine anschließende Überlagerung der Kraft-Temperatur Kurven mit dem Kurvenverlauf der aufintegrierten relativen Kristallinität zeigte eine gute qualitative Übereinstimmung bezüglich der getroffenen Annahme. 2014 griffen Brauner et al. [47] die Annahme von Wijskamp auf und bestätigten sie weiterführend durch die Korrelation von DSC-Messungen unterschiedlicher Kühlraten, mit rheologischen Messungen der PPS-Matrix. Jüngst erschienen ist die Arbeit von Han et al. (2015), in der die Gestaltabweichungen von Winkelgeometrien mit dem Kristallinitätsgrad als Funktion verschiedener Werkzeugtemperaturen in Verbindung gebracht werden.

### 2.3 Gestaltabweichungen kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste

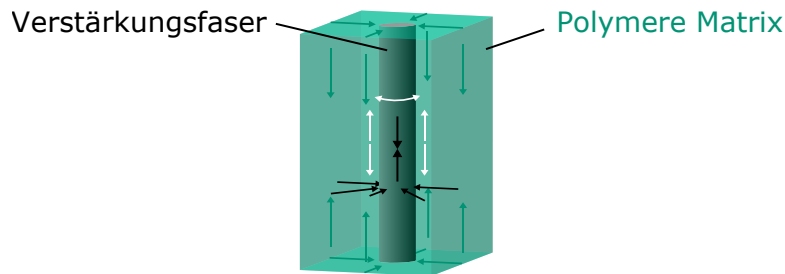
Bereits im Zuge der Einleitung wurde die Bedeutung thermischer Dehnungen und korrespondierender Gestaltabweichungen für den Gestaltungsprozess kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe aufgezeigt. Im nun folgenden Abschnitt werden die entsprechenden Zusammenhänge auf der Basis bereits existierender Forschungsarbeiten erläutert, um einen Überblick über den aktuellen Stand der Erkenntnisse zu generieren. Der Fokus liegt auf Veröffentlichungen mit einem Bezug zu kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten. Auf Grund der Tatsache, dass ein überwiegender Anteil der themenrelevanten Fachliteratur jedoch duromere Matrixwerkstoffe behandelt, finden auch diese Arbeiten in Teilen Eingang in die nachfolgenden Ausführungen.

Abschnitt 2.3.1 erläutert zunächst die Zusammenhänge zwischen thermischen Dehnungen sowie Eigenspannungen in kontinuierlich faserverstärkten Kunststoffen, und setzt diese in Bezug zu den resultierenden Gestaltabweichungen. Ergänzend erfolgt in Abschnitt 2.3.2 eine Auseinandersetzung mit den gebräuchlichen Klassifizierungen von Gestaltabweichungen und eine Begriffsdefinition, wie sie im Kontext der vorliegenden Arbeit Anwendung findet. Im Anschluss behandeln die Abschnitte 2.3.3 und 2.3.4 die verschiedenen Einflussgrößen der Prozessführung sowie die Vielfalt der untersuchten Bauteilgeometrien. Ausgehend von diesen Zusammenstellungen fasst Abschnitt 2.3.5 die Bewertungsmethoden zusammen, die zur Quantifizierung von Gestaltabweichungen genutzt wurden. Ergänzt und abgeschlossen werden diese Ausführungen durch Abschnitt 2.3.6, dessen Fokus auf existierenden Ansätzen zur Vorhersage von Gestaltabweichungen liegt.

#### 2.3.1 Interaktion von Eigenspannungen und Gestaltabweichungen

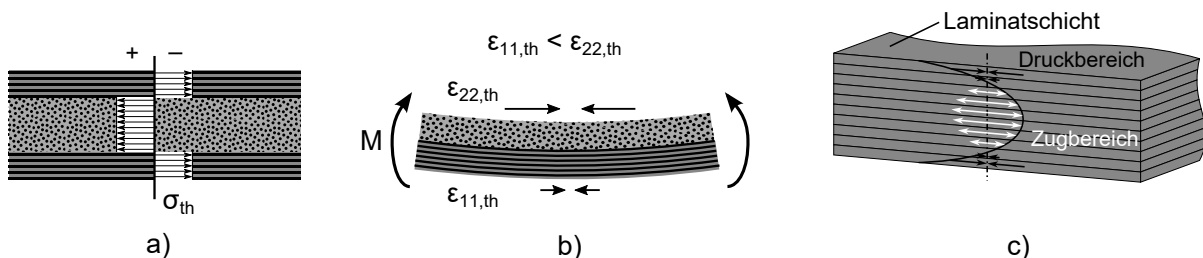
Eine umfangreiche Auseinandersetzung mit den Mechanismen der Entstehung von Eigenspannungen, den zugehörigen Einflussgrößen sowie den Auswirkungen von Eigenspannungen erfolgte für kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste durch Parlevliet et al. [56, 57]. In diesen Veröffentlichungen findet sich eine umfangreiche Aufarbeitung der themenrelevanten Fachliteratur sowie der dort enthaltenen Schlussfolgerungen bezüglich der Relevanz und Signifikanz verschiedener Aspekte. Die Autoren klassifizierten Eigenspannungen in Anlehnung an die Arbeiten von Favre [58], Månson et al. [59] und Barnes et al. [60] auf drei Ebenen: Faser-Matrix-Wechselwirkungen (mikromechanisch), Interaktion von Laminatschichten (makromechanisch) und globale Eigenspannungen. Diese drei Ebenen von Eigenspannungen in endlosfaserverstärkten Thermoplasten werden nachfolgend in Kürze erläutert und sind in den Abbildungen 2.8 und 2.9 schematisch illustriert.

Bei der Verarbeitung faserverstärkter Thermoplaste wird der Werkstoff einem Temperaturzyklus unterzogen, der eine Erwärmung auf Verarbeitungstemperatur und eine anschließende Abkühlung auf Umgebungstemperatur umfasst. Auf Grund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Matrix  $\alpha_m$  und Verstärkungsfasern  $\alpha_f$ , wobei  $\alpha_m > \alpha_f$  gilt, bedingt diese Temperaturführung auf mikromechanischer Ebene einen Dehnungsunterschied der Einzelkomponenten des Verbunds. Mit dem Unterschreiten der Erstarrungstemperatur der Matrix, und unter der Voraussetzung einer Anbindung der Matrix an die Fasern, wird eine Kraftübertragung zwischen den Einzelkomponenten möglich. Die Folge sind Eigenspannungen, die in den Verstärkungsfasern als Druck- und in der Matrix als Zugspannung in Erscheinung treten. Bei teilkristallinen Thermoplasten überlagert sich ab dem Erstarrungszeitpunkt zudem eine Volumenschwindung der Matrix durch die Bildung von Sphärolithen, die eine weitere Verstärkung dieses Effekts bewirkt. Für amorphe Thermoplaste indes resultieren die mikromechanischen Eigenspannungen allein aus den thermischen Dehnungsunterschieden. [61–63]



**Abbildung 2.8:** Schematische Darstellung mikromechanischer Eigenspannungen nach [64]  
grün: Schwindung der Matrix  
weiß: Zugeigenspannungen    schwarz: Druckeigenspannungen

Ergänzend zu der Interaktion von Verstärkungsfasern und Matrix sind thermische Eigenspannungen auch bei der makromechanischen Betrachtung eines Laminats mit unterschiedlich orientierten UD-Einzelschichten präsent. Die zu Grunde liegenden Mechanismen sind vergleichbar zur Faser-Matrix-Interaktion und basieren auf den orthotropen Ausdehnungskoeffizienten der UD-Einzelschichten in longitudinaler und transversaler Richtung. Die interlaminaren Eigenspannungen resultieren in diesem Fall aus der Behinderung der thermischen Dehnung der Lagen untereinander. Ist der Lagenaufbau eines Laminats zudem asymmetrisch, induzieren die thermischen Dehnungen ein Biegemoment, das zu Gestaltabweichungen des Laminats führen kann. [63, 65–69]



**Abbildung 2.9:** Schematische Darstellung makromechanischer und globaler Eigenspannungen  
a, b) Makromechanische Eigenspannungen in symmetrischen (a) und asymmetrischen (b) Laminaten; Darstellung nach [64]  
c) Globale Eigenspannungen („skin-core-stresses“); Darstellung nach [59]

Abschließend bezeichnen globale Eigenspannungen [60], an anderer Stelle auch als „skin-core stresses“ benannt [59, 65, 70], diejenigen Spannungen, die als Resultat von Zustandsgradienten innerhalb eines Laminats zutage treten. Beispielhaft genannt seien Temperatur- und Kühlratenunterschiede in Laminatdickenrichtung, die, insbesondere bei dickwandigen Laminaten, zu einem frühzeitigen Erstarren der Deckschichten gegenüber den Kernschichten führen. Durch die damit einhergehende Kontraktionsbehinderung der Kernschichten werden in den Randschichten Druck-Eigenspannungen und in den Kernschichten Zug-Eigenspannungen induziert. Die Folge ist im Falle von UD-Laminaten ein parabolischer Spannungsverlauf über den Querschnitt. [59, 60, 65, 70–72]

Anhand dieser Ausführungen wird ersichtlich, dass die Überlagerung von Eigenspannungen auf den verschiedenen Ebenen zu einem komplexen Spannungszustand innerhalb von endlosfaserverstärkten Laminaten führt. Vorausgesetzt, dass dieser Spannungszustand über das gesamte Laminat hinweg ausgewogen ist, sind nach außen keine Gestaltänderungen sichtbar. Erst wenn die thermischen Dehnungen unausgewogen über den Querschnitt vorliegen, treten Gestaltabweichungen in Erscheinung. Die anschließend folgenden Abschnitte 2.3.2 und 2.3.3 ergänzen die Zusammenstellung von Parlevliet et al. um eine Betrachtung, deren Schwerpunkt auf der Analyse von diesen Gestaltabweichungen liegt.

### 2.3.2 Abgrenzung und Begriffsklärung der Größen Spring-in und Verzug

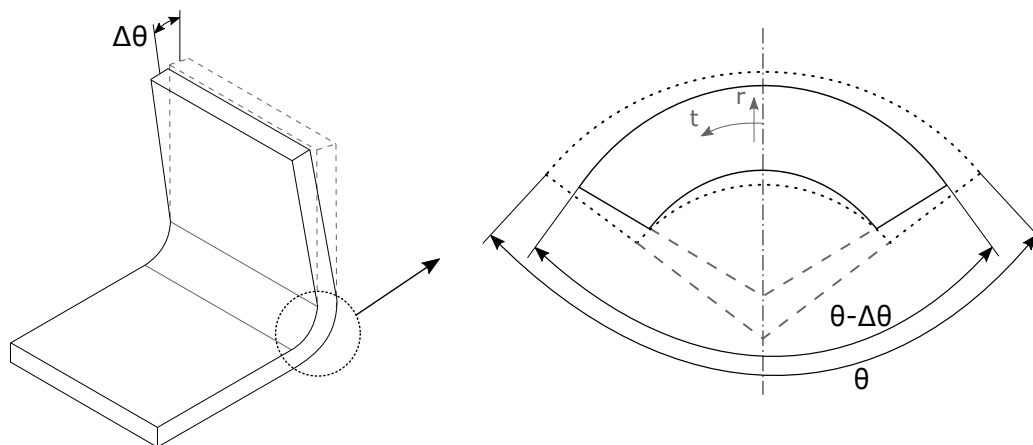
Im Zuge der vielfältigen Veröffentlichungen mit einem Fokus auf den Gestaltabweichungen kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe wurden von den Autoren verschiedene Nomenklaturen gewählt, um Selbige zu beschreiben. Diese unterscheiden sich in einigen Fällen lediglich in Nuancen, anderen liegen jedoch grundsätzlichere Unterschiede zu Grunde. Um eine Eindeutigkeit sicherzustellen, werden im Folgenden die unterschiedlichen Begriffsdefinitionen aus der Literatur vorgestellt und die im Rahmen dieser Arbeit zur Anwendung kommenden Definitionen festgelegt.

#### Spring-in

Beginnend mit der Winkeländerung zweier aneinander angrenzender Flächen, wie sie typischerweise in offenen Profilen zu beobachten ist, findet sich vielfach der Begriff des Spring-in [73–87] zur Beschreibung dieser Art der Gestaltabweichung. Dieser impliziert zunächst eine Reduzierung des eingeschlossenen Winkels, wird jedoch vielfach auch vorzeichenneutral angewandt. Andere Begrifflichkeiten, welche unter Umständen genutzt werden, um eine entsprechende Fallunterscheidung vorzunehmen, sind Spring-back [73, 88–91], Spring-forward [43, 88, 92–96], Spring-out [97] und warp angle [98]. Auf eine derartige Differenzierung wird im Rahmen dieser Arbeit verzichtet. Der Begriff Spring-in wird in den folgenden Ausführungen somit, wie schon von anderen Autoren, unabhängig vom Vorzeichen der Winkeländerung genutzt.

Wie bereits vielfältig unter anderem in [75, 78, 92, 93, 99–103] beschrieben wurde, sind die anisotropen Werkstoffeigenschaften endlosfaserverstärkter Kunststoffe in der Ebene und in Laminatdickenrichtung die Ursache für die Entstehung derartiger Winkeländerungen. Der zu Grunde liegende Mechanismus ist, dass die Dehnungen des Werkstoffs, z.B. durch Temperaturänderung oder Kristallisationsschwindung, mit einer Änderung der Gestalt einhergehen. Eine grafische Veranschaulichung dieses Zusammenhangs findet sich in Abbildung 2.10. Diese Beobachtung ist konträr zu isotropen Werkstoffen, für die entsprechende Dehnungen in alle Raumrichtungen gleiche Ausprägung zeigen, und somit keinen vergleichbaren Effekt hervorrufen. Eine analytische Beschreibung des Spring-in auf Basis geometrischer Zusammenhänge wurde unter anderem von Wijskamp [43], Salomi et al. [97] und Radford et al. [104] erarbeitet. Diese werden in Abschnitt 2.3.6 im Kontext der existierenden Ansätze zur Vorhersage von Gestaltabweichungen näher erläutert.

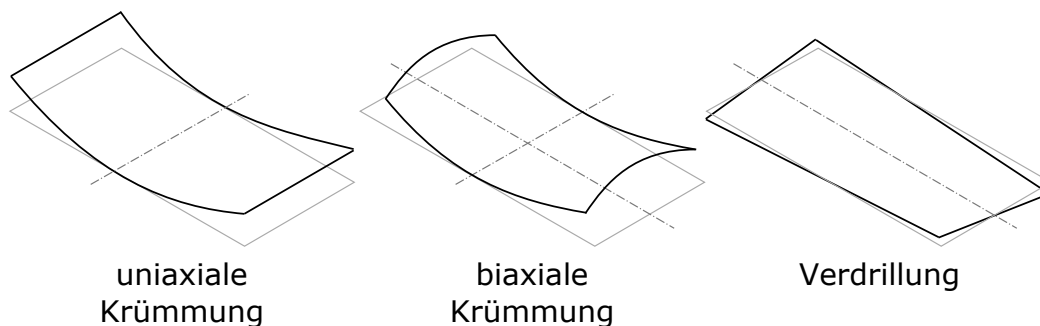




**Abbildung 2.10:** Entstehung des Spring-in  $\Delta\theta$  im Radius eines V-Profiles, bedingt durch das anisotrope Dehnungsverhalten eines Laminatwerkstoffs; Darstellung nach [77]

### Verzug

Ergänzend zum Spring-in, beschreibt der Verzug<sup>1</sup> die Gestaltabweichung eines Laminats in der Ebene. Konträr zum Spring-in entsteht Verzug vorrangig durch Gradienten von Dehnungen und inneren Spannungen in Laminatdickenrichtung (siehe unter anderem [43, 62, 68, 90, 102, 105, 106]). Er tritt somit als uniaxiale Krümmung (Biegung), biaxiale Krümmung oder Verdrillung in Erscheinung. Diese Definition ist in Übereinstimmung mit der Nutzung des Begriffs Verzug in dieser Arbeit. Abbildung 2.11 illustriert schematisch diese unterschiedlichen Arten des Verzugs eines Laminats.



**Abbildung 2.11:** Illustration unterschiedlicher Arten des Verzugs als Gestaltabweichung endlosfaserverstärkter Laminats in der Ebene

Gegensätzlich zur vorangehenden Definition nutzte Radford et al. in seinen anfänglichen Arbeiten den Begriff Verzug übergeordnet für verschiedene Arten der Gestaltabweichungen [102, 104]. Er schloss somit auch den Spring-in mit ein und vernachlässigte eine weitere Untergliederung der auftretenden Gestaltabweichungen. Auf Grund der zu erwartenden Überlagerung von Gestaltabweichungen, wird diese Verallgemeinerung in der vorliegenden Arbeit jedoch als nicht ausreichend präzise erachtet. Der Verzug eines Laminats wird, wie auch in den späteren Arbeiten von Radford et al., als eigenständige Art der Gestaltabweichung berücksichtigt.

<sup>1</sup> engl.: warpage

### 2.3.3 Einflussgrößen für die Entstehung von Gestaltabweichungen

Ausgehend von einer übergeordneten Betrachtung der Gestaltabweichungen wählten verschiedene Autoren für die Entstehung von Spring-in und Verzug eine Unterteilung in extrinsische und intrinsische Ursachen [43, 73, 82, 107]. Dabei beziehen sich die intrinsischen Faktoren auf die werkstofflichen Größen wie Schwindung und Anisotropie. Im Gegenzug beinhalten die extrinsische Faktoren prozessbedingte Einflussgrößen, wie beispielsweise Temperaturschwankungen oder die Wechselwirkungen zwischen Werkzeugoberfläche und Laminatwerkstoff. In Anlehnung an diese Definition wählten Månson et al. [59] und Zewi et al. [105] eine Dreiteilung der treibenden Größen für die Entstehung innerer Spannungen in kontinuierlich faserverstärkten Kunststoffen. Diese umfasst einerseits auch intrinsische Eigenschaften wie die Anisotropie und Heterogenität des Werkstoffs. In Ergänzung nennen die Autoren Prozess- und Umgebungsbedingungen, die maßgeblich durch die Prozessführung bestimmt sind. Ebenfalls eine Dreiteilung wählte Koteshwara [91]. Dort erfolgte jedoch eine Differenzierung nach Anisotropie, Interaktion von Bauteil und Werkzeug<sup>1</sup> sowie „Andere Gründe“. Letztgenannte Kategorie umfasste dabei Heterogenitäten wie Temperaturverteilung, Faservolumengehaltsschwankungen und Materialquetschfluss.

Eine weitere Art der Einteilung wählte Pötsch [71], der mit Bezug zu thermoplastischen Spritzgießteilen die Einflussgrößen des Verzugs in die Gruppen Material, Formteilgeometrie und Prozess untergliederte. Entgegen der zuvor genannten Unterteilung misst Pötsch somit auch der Gestalt eines Körpers eine gesteigerte Bedeutung bei.

Alternativ unterschieden Radford et al. [76, 79] und Ersoy et al. [108] bei der Nomenklatur in thermoelastische sowie nicht-thermoelastische Einflussgrößen. Thermoelastische Vorgänge sind reversibel und insbesondere auf Schwindungseffekte zurückzuführen. Als nicht-thermoelastisch werden indes irreversible Vorgänge bezeichnet, wie sie etwa durch die Vernetzung von Duromeren oder Prozesseinflüsse hervorgerufen werden.

Abstrakter unterteilte Johnston [90] die beeinflussenden Faktoren und schrieb von „Quellen und Mechanismen“ für die Ausbildung von Eigenspannungen und Gestaltabweichungen. Die Quellen repräsentieren die treibenden Kräfte für die Entstehung von Eigenspannungen. Hierzu zählen unter anderem die thermischen Dehnungen, die in Kombination mit einem von Temperatur und Vernetzungsgrad abhängenden Modul zur Ausprägung von Eigenspannungen und Gestaltabweichungen führen. Diese gegenseitigen Wechselwirkungen bilden den Mechanismus. Weitere Quellen nach Johnston sind die Schwindung bei der Aushärtung von Duromeren, Temperatur- und Vernetzungsgradgradienten, Quetschfluss und Wechselwirkungen mit dem Formwerkzeug.

Die vorangehenden Ausführungen zeigen, dass vielfältige Möglichkeiten existieren, um die Einflussgrößen für die Entstehung von Gestaltabweichungen zu kategorisieren. Die zu Grunde liegenden Einzelaspekte sind vielfach vergleichbar und lassen sich auch wie folgt gruppieren:

- Variation von Geometriegrößen
- Variation des Lagenaufbaus der Lamine
- Variation der Prozessführung
- Wechselwirkungen von Laminat und Formwerkzeug
- Eigenschaftsschwankungen und Heterogenität des Laminats/Laminatwerkstoffs

Anhand dieser thematischen Gruppen erfolgt in den nachfolgenden Abschnitten eine Auseinandersetzung mit den für die vorliegende Arbeit themenrelevanten Forschungsarbeiten anderer Autoren.

---

<sup>1</sup> engl.: tool-part interaction

### Variation von Geometriegrößen

Auf Grund der Abhängigkeit der Größen Spring-in und Verzug von den anisotropen Werkstoffigenschaften in der Laminebene sowie -dickenrichtung, ist in der Folge auch ein Einfluss der geometrischen Größen eines Probekörpers auf die Gestaltabweichungen zu erwarten. Ausschlaggebend hierfür ist insbesondere das Maß der Schwindungs-/Dehnungsbehinderung, die eine Geometrie mit sich bringt. Während dieser Aspekt bei abwickelbaren Winkelprofilen lediglich eine untergeordnete Rolle erwarten lässt, tritt er für komplexe Geometrielemente, wie etwa Kofferecken oder Sicken, verstärkt in der Vordergrund. Der Spring-in wird in diesen Bereichen weitestgehend unterbunden. Es besteht jedoch die Möglichkeit, dass in der Folge eine Krümmung der angrenzenden Flächen in Erscheinung tritt. Ein weiterer Aspekt ist eng mit der Wandstärke eines Laminats verbunden. Je dickwandiger dieses ist, umso größere Temperaturgradienten stellen sich im Verlauf der Abkühlung über die Wandstärke ein. Dies bedingt eine frühzeitige Erstarrung der randnahen Schichten, die in der Folge die ungehinderte Schwindung und thermische Dehnung der inneren Schichten unterbinden. Entstehen bei diesem Vorgang unausgewogene Eigenspannungen über den Laminatquerschnitt ist Verzug die Folge. Dieser Mechanismus entspricht den in Abschnitt 2.3.1 beschriebenen globalen Eigenspannungen in Dickenrichtung eines Laminats.

Mit einem Fokus auf der Vorhersage von Eigenspannungen untersuchten Jeronimidis et al. [63] symmetrische und asymmetrische Kreuzverbundlaminat aus CF/PEEK. Zur Herstellung wurden unidirektionale Tapes eingesetzt, die in einem variothermen Prozess mit einer Kühlrate von circa 3 K/min konsolidiert wurden. Anhand der asymmetrischen Laminat wurde die Laminatdicke stufenweise von 0,25 mm auf 1,00 mm erhöht und die Krümmung der Platte gemessen. Auf Grund der ansteigenden Wandstärke wurde ein Abnahme der Krümmung von 0,02 auf  $0,005 \text{ mm}^{-1}$  ermittelt, die zugleich mit einer Abweichung von unter 8 % durch die klassische Laminattheorie vorhergesagt werden konnte.

Eine umfangreichere Variation führte Hou [88] in seiner Dissertation durch, die das Umformverhalten von thermoplastischen Gelegelaminaten mit verschiedenen Faser-Matrix-Kombinationen im Stempelumformverfahren betrachtete. Als Probekörpergeometrie diente ein  $90^\circ$  V-Profil, dessen Radius auf den Stufen 2,5, 5,0 und 10 mm variiert wurde. Die Matrize war so dimensioniert, dass sich in allen Fällen eine Nennmaßdicke von 2,5 mm ergab. Für die Umformung standen Platinen von  $15 \times 80 \text{ mm}^2$  zur Verfügung. Die Untersuchungen konnten zeigen, dass der Spring-in innerhalb des betrachteten Versuchsraums<sup>1</sup> keine ausgeprägte Sensitivität gegenüber dem Stempelradius aufweist.

In [97] untersuchten Salomi et al. den Spring-in eines U-Profils anhand von GF/PP Gewebehalbzügen. Die Herstellung der Probekörper basierte auf acht Einzellagen mit einer unkonsolidierten Schichtdicke von 1,5 mm. Die Konsolidierung erfolgte im Autoklavprozess, wobei die Autoren keine Angaben zur finalen Wandstärke der Probekörper machten. Der Flankenwinkel für beide Seiten des Profils betrug  $92^\circ$ . Die geometrische Variation wurde anhand der Innenradien des U-Profils realisiert, die zu 16 und 32 mm gewählt wurden. Die anschließende Vermessung der Probekörper bei Raumtemperatur lieferte einen Spring-in von  $1,80^\circ$  (32 mm) und  $2,33^\circ$  (16 mm). Als Ursache für diesen signifikanten Unterschied wurden vor allem fertigungsbedingte Störgrößen ermittelt, die im Bereich des Radius mit 16 mm als starke Faserfehlorientierungen gequetschter Gewebelagen in Erscheinung traten. Bei der anschließenden Messung des Spring-in als Funktion der Temperatur wurde für beide Radien eine, in Näherung, lineare Abnahme ermittelt. Darüber hinaus zeigte sich eine überlagerte Relaxation, die in einem etwa 15 % reduzierten Spring-in im Anschluss an die temperaturabhängigen Messungen resultierte.

---

<sup>1</sup> Das Verhältnis aus Radius und Nennmaßdicke im Bereich von 1 bis 4

Dieser Überblick zeigt deutlich, dass für kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste keine umfangreichen Untersuchungen existieren, die den Einfluss einer Variation geometrischer Größen auf die resultierenden Gestaltabweichungen im Fokus haben. Ein wahrscheinlicher Grund für diesen Sachverhalt sind die damit einhergehenden hohen Kosten bei der Beschaffung der erforderlichen Presswerkzeuge. Auf Grund der umfassenderen Historie und den teils geringeren Werkzeugkosten, ist für duromere Halbzeuge im Gegenzug eine größere Zahl an Veröffentlichungen verfügbar [75, 76, 79, 81, 84, 85, 87, 95, 98, 107–117]. Es gilt jedoch zu berücksichtigen, dass eine Übertragbarkeit der dort getroffenen Schlussfolgerungen oftmals nicht uneingeschränkt möglich ist. Die zu Grunde liegenden Mechanismen der Erstarrung und Prozessführung sind nicht direkt mit thermoplastischen Matrixwerkstoffen vergleichbar. Nichtsdestotrotz können diese Arbeiten dabei unterstützen, die Thermoplast spezifischen Aussagen der oben aufgeführten Veröffentlichungen zu bewerten. Exemplarisch seien hierzu die Arbeiten von Jain et al. [75], C. K. Huang et al. [98] und Darrow et al. [110] genannt. Diese Autoren gelangten bezüglich des Spring-in von V-Profilen ebenfalls zu der Schlussfolgerung, dass der Radius des Winkel eine untergeordnete Rolle bei der Ausprägung der Winkeländerung zu spielen scheint.

#### Variation des Lagenaufbaus der Laminats

Der Lagenaufbau eines Laminats bietet eine weitere Einflussgröße für die Gestaltabweichungen kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste. Entscheidend hierfür sind neben der Stapelfolge auch die enthaltenen Faserorientierungen sowie die Art der Verstärkungsstruktur (Gewebe oder Gelege). Jede dieser Größen für sich beeinflusst die resultierende thermische Dehnung eines Laminats in die unterschiedlichen Raumrichtungen und nimmt derart Einfluss auf die Gestaltabweichungen eines Körpers.

Als Teilaspekt seiner Untersuchungen betrachtete Hou [88] den Einfluss des Lagenaufbaus eines CF/PP Laminats auf den Spring-in. Er wählte hierzu den Stempelradius zu 2,5 mm, eine Umformgeschwindigkeit von 400 mm/min und einen Pressdruck von 3,26 MPa. Als Lagenaufbauten wurden  $[0]_6$ ,  $[0,90,0]_s$  und  $[0,90_2]_s$  gewählt. Hou schlussfolgerte, dass bei einer Presszeit von mehr als 15 s für jeden der Lagenaufbauten ein Grenzwert erreicht wird, der für die beiden Kreuzverbunde bei etwa  $87,4^\circ$  liegt, wohingegen das UD-Laminat einen etwas geringeren Spring-in von  $88^\circ$  aufweist.

In einer Arbeit aus dem Jahr 2002 untersuchten B.-S. Kim et al. [69] ebenfalls die Gestaltabweichungen von  $90^\circ$  V-Profilen. Als Abmessungen der Winkel wurden 120 mm in der Länge, 44 mm in der Höhe und 2,5 mm als Wandstärke definiert. Der Innenradius betrug 2,5 mm. Als Werkstoffsystem kamen Commingled Yarns<sup>1</sup> aus CF/PA12 zum Einsatz. Diese unidirektionalen Einzellagen wurden zu  $[0]_8$ ,  $[90]_8$  und  $[90_4, 0_4]$  Gelegen gestapelt, wobei die  $0^\circ$  Faserorientierung der V-Kontur folgte. Die Formgebung erfolgte im Stempelumformverfahren, es wurden jedoch maximale Kühlraten von 10 K/min genutzt. Die Bewertung der Gestaltabweichungen umfasste sowohl den Spring-in des V-Profils, als auch die Krümmung der einzelnen Schenkelflächen. Die Ergebnisse zeigten in allen Fällen eine Verringerung des eingeschlossenen Winkels, der für  $[0]_8$  mit  $88,2^\circ$  minimal wurde und für  $[90]_8$  die geringste Abweichung zum Sollmaß aufwies ( $89,7^\circ$ ). Die Krümmung der Schenkel war erwartungsgemäß in beiden Fällen sehr gering und betrug lediglich  $0,1 \text{ m}^{-1}$ . Auf Grund des asymmetrischen Lagenaufbaus zeigte der  $[90_4, 0_4]$  Lagenaufbau im Vergleich eine signifikant höhere Krümmung von  $1,2 \text{ m}^{-1}$ .

Han et al. [44] veröffentlichten 2011 ihre Untersuchungsergebnisse, in denen CF/PPS Gewebelaminats mit 5H-Satinbinung im Stempelumformverfahren zu  $92^\circ$  V-Profilen umgeformt wurden. Der Öffnungswinkel des Presswerkzeugs wurde von den Autoren basierend auf den Arbeiten von

---

<sup>1</sup> Ein Hybridgarn aus Polymer- und Verstärkungsfasern

Salomi et al. [97] gewählt. Ziel war es, Probekörper mit einem Realwinkel von  $90^\circ$  zu erhalten. Die Probekörperabmessungen betragen  $150 \times 120 \text{ mm}^2$  bei einer Wandstärke von 2,48 mm. Die Gewebelaminate wurden in dieser Studie in den Varianten  $[(0,90) / (\pm 45)]_2$  sowie  $[(\pm 45) / (0,90)]_2$  gestapelt, um den Einfluss des Lagenaufbaus zu bewerten. Auf Basis Ihrer Ergebnisse schlussfolgerten die Autoren, dass im betrachteten Fall kein signifikanter Einfluss des Lagenaufbaus zu verzeichnen ist. In einer verwandten Studie publizierten Han et al. [46] im Jahr 2013 einen weiteren Artikel, in dem ebenfalls CF/PPS Gewebelamine mit 5H-Satinbinung als Werkstoff genutzt wurde. Das gewählte Presswerkzeug stimmte darin mit der vorangehenden Studie überein, es wurden jedoch Probekörper mit  $15 \times 100 \text{ mm}^2$  und einer Wandstärke von 1,86 mm betrachtet. Die Laminatkonfigurationen wichen ebenfalls leicht ab und wurden zu  $[(0,90) / (\pm 45) / (0,90)]_s$  sowie  $[(\pm 45) / (0,90) / (\pm 45)]_s$  gewählt. In diesem Fall zeigten die Ergebnisse einen grundsätzlich erhöhten Spring-in für Gewebelamine mit  $(\pm 45)$ -Decklagenorientierung. Dieser Effekt war vorrangig bedingt durch die geringere Biegesteifigkeit dieser Laminatkonfiguration. Abhängig von der gewählten Werkzeugtemperatur<sup>1</sup> betrug die Differenz zwischen  $0,62$  und  $0,93^\circ$ . Die Absolutwerte des Spring-in variierten von  $0,85$  bis  $2,10^\circ$ .

Weitere Arbeiten fokussierten asymmetrische Lamine und verfolgten dabei das Ziel die resultierenden Gleichgewichtszustände und Spannungszustände auf Basis der klassischen Laminattheorie, oder angepasster Varianten derselben, vorherzusagen. Dieser Aspekt ist aus mechanischer Sicht von Bedeutung, da derartige Lamine in der Praxis zumeist nicht die Sattelform zeigen, welche bei einer idealisierten Rechnung vorhergesagt wird. Stattdessen existieren, abhängig von den Abmessungen eines Laminats, zwei gleichwertige stabile Zustände. Jeder dieser Zustände zeigt lediglich eine Hauptkrümmungsrichtung, wodurch die Lamine in ihrer Erscheinung einer Zylinderabwicklung entsprechen. Arbeiten mit einem spezifischen Fokus auf unsymmetrischen Laminen mit thermoplastischen Matrixwerkstoffen sind [66, 68].

Auch im Kontext einer Variation des Lagenaufbaus dominieren die Forschungsarbeiten zu duromeren Matrixwerkstoffen. Beispiele finden sich unter anderem in [72, 73, 75, 76, 79, 82, 84–86, 90, 91, 94, 95, 107, 109, 110, 114, 115, 118–127]. Die dort behandelten Inhalte bestätigen die getroffenen Aussagen, wonach der Laminataufbau einen signifikanten Einfluss auf das Maß der resultierenden Gestaltabweichungen nimmt.

#### Variation der Prozessführung und Wechselwirkungen von Laminat und Formwerkzeug

Eine Besonderheit der Kunststoffverarbeitung gegenüber klassischen Konstruktionswerkstoffen ist, dass die Ausbildung charakteristischer Festkörpereigenschaften maßgeblich von der gewählten Prozessführung abhängt. Dies gilt in besonderer Weise für Duromere, deren Erstarrung erst durch die Vernetzung der beteiligten Grundchemikalien eintritt. Als chemische Reaktion ist dieser Vorgang irreversibel und zugleich sensitiv gegenüber einer Vielzahl von Umgebungseinflüssen wie etwa der Heiz- und Kühlrate, der Werkzeugtemperatur oder dem applizierten Druck. Zentrales Unterscheidungsmerkmal der Thermoplaste ist, dass keine vergleichbare Vernetzungsreaktion während der Verarbeitung abläuft. Der Phasenübergang von Festkörper und Schmelze ist stattdessen reversibel und wird von der temperaturabhängigen Mobilität der Polymerketten bestimmt. Trotz dieser Unterschiede in den zu Grunde liegenden Erstarrungsmechanismen, bestehen für Thermoplaste vergleichbare Prozessabhängigkeiten wie sie für Duromere bereits genannt wurden. Zentrale Beispiele mit einem Bezug zur Vorhersage der Gestaltabweichungen sind die Kühlratenabhängigkeit der Erstarrungstemperatur sowie die Möglichkeit zur Relaxation von Eigenspannungen [30]. Die genannten Abhängigkeiten begründen die Tatsache, dass die Variation einzelner Prozessparameter

<sup>1</sup> Siehe auch Absatz „Variation der Prozessführung“

einen wichtigen Teilaspekt der Untersuchungen zur Ermittlung von Gestaltabweichungen bei kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste bildet. Die Werkzeugtemperatur ist in diesem Kontext von zentraler Bedeutung, um die Abkühlrate, den Erstarrungszeitpunkt und die Sphärolitbildung bei teilkristallinen Thermoplasten zu beeinflussen.

Hou [88] betrachtete, neben den bereits eingeführten Teilaspekten, auch eine Variation der Prozessgrößen Presszeit (0,4 bis 25 s), Pressdruck (3,36 und 5,53 MPa) und Umformgeschwindigkeit (100 bis 500 mm/min). Die Variation der Presszeit lieferte anhand von CF/PP Laminaten die Erkenntnis, dass der Pressdruck ausreichend lang aufrecht gehalten werden muss, bis der Werkstoff erstarrt ist. Ein zu frühes Entformen ermöglicht Verformungen auf Grund des noch biegeweichen Werkstoffs und verfälscht in der Folge den Spring-in. Innerhalb der Studie wurde eine Mindestpresszeit von 10 bis 15 s ermittelt, damit ein gleichbleibendes Endergebnis erzielt wird. Bei der Umformung von CF/PP UD-Laminaten mit 400 mm/min zeigte sich zudem, dass eine Erhöhung des Pressdrucks einen um etwa 20 % gesteigerten Spring-in nach sich zieht. Der Autor gibt keine eindeutige Erklärung für dieses Phänomen, vermutete jedoch einen Einfluss des Quetschflusses im Radialbereich der Winkel. Im weiteren Verlauf der Arbeit folgen weitere Untersuchungen, die eine Vielzahl verschiedener Parameterkombinationen und Werkstoffsysteme umfassen. Der Pressdruck ergab sich innerhalb dieser Untersuchungen als Funktion der Umformgeschwindigkeit auf Basis eines Fixwertes für den Abschaltdruck bei der Winkelumformung. Übergeordnet folgerte der Autor aus diesen Versuchen, dass mit steigendem Pressdruck und steigender Umformgeschwindigkeit ein verstärkter Spring-in zu verzeichnen ist. Dieser Effekt verstärkt sich mit steigender Anzahl der 90° Lagen innerhalb der Lamine. Auch in diesem Fall wurde Quetschfluss als eine der treibenden Größen vermutet.

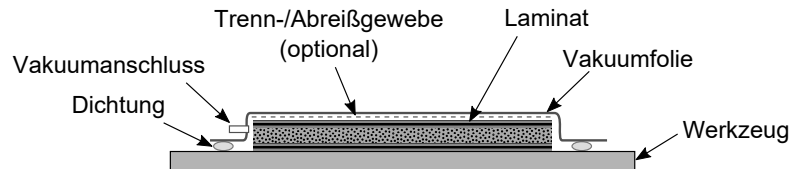
In [77] untersuchten Jain et al. den Werkstoff CF/PEI anhand von Gewebelhalbzeugen in Leinwandbindung mit dem Lagenaufbau  $[(\pm 45) / (0,90) / (90,0) / (0,90) / (\pm 45)]_s$ . Aus diesen wurden U-Profile mit einem verjüngenden Querschnitt, 2,1 mm Wandstärke und einem 1° Flankenwinkel hergestellt. Um den Prozesseinfluss auf den Spring-in der Profile zu ermitteln wurde die Vorheizzeit der Laminat im Bereich von 220 bis 310° variiert<sup>1</sup>. Nach der Erwärmung wurde das Material in das Formwerkzeug transferiert und dort umgeformt, wobei die Werkzeugtemperatur der Vorheiztemperatur entsprach. Im Anschluss an die Umformung erfolgte die variotherme Abkühlung des Profils im Werkzeug. Die Ergebnisse zeigten, dass für eine ausreichende Oberflächenqualität und einen geringen Porengehalt Prozesstemperaturen von mindestens 300 °C anzustreben sind. Der Spring-in zeigte für ansteigende Prozesstemperaturen eine, in Näherung, lineare Abnahme des Profilwinkels von 90,6° auf 90°.

In den bereits eingeführten Arbeiten von Han et al. variierten die Autoren die Werkzeugtemperatur in einem Spektrum von 80 bis 230 °C [44], respektive 130 bis 170 °C [46]. In ihrer ersten Studie ermittelten sie dabei einen konstanten Spring-in von 2,1° für die Werkzeugtemperaturen von 80 und 110 °C. Eine weitere Erhöhung der Werkzeugtemperatur führte zunächst zu einem moderaten, linearen Anstieg des Spring-in auf circa 2,5° bei 170 °C Werkzeugtemperatur. Dieser lineare Zusammenhang setzte sich bis zu einer Werkzeugtemperatur von 230 °C mit einer verstärkten Ausprägung fort. Der Spring-in betrug in diesem Fall etwa 3,5°. In der zweiten Studie aus dem Jahr 2013 gelangten die Autoren zu vergleichbaren Aussagen, der Spring-in belief sich auf Grund der geringeren Wandstärke der Lamine jedoch auf lediglich 0,85 bis 2,10°. Überraschenderweise setzten die Autoren diese Ergebnisse nicht in Bezug zu ihren vorangehenden Arbeiten aus [44].

---

<sup>1</sup>  $T_{g,CF/PEI} = 217\text{ °C}$

In Ergänzung zu den genannten Einflüssen der Prozessführung bei endlosfaserverstärkten Thermoplasten, bilden die Wechselwirkungen von Laminatwerkstoff und Formwerkzeug einen weiteren Forschungsschwerpunkt in der Literatur. Ein überwiegender Anteil der zugehörigen Veröffentlichungen behandelt hierzu die Herstellung von Probekörpern mit duromerer Matrix im Autoklaven. Bei diesem Prozess ist das Laminat lediglich einseitig durch eine Werkzeugwand begrenzt. Die werkzeugabgewandte Seite wird üblicherweise durch eine luftdichte Vakuumfolie abgeschlossen. Abbildung 2.12 illustriert einen exemplarischen Versuchsaufbau.



**Abbildung 2.12:** Exemplarischer Versuchsaufbau zur Laminatherstellung im Autoklaven

Auf Grund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der einzelnen Werkstoffe, resultiert diese Anordnung bei einer variothermen Prozessführung in einer inhomogenen Wärmedehnung von Laminat und Werkzeug/Vakuumfolie. Ist die Haftbedingung der jeweiligen Reibpaare erfüllt, wird dieser Dehnungsunterschied nicht vollständig durch das Laminat ausgeglichen. Mit der Erstarrung der polymeren Matrix werden die korrespondierenden, unausgewogenen Eigenspannungen über den Laminatquerschnitt eingefroren und treten nach der Entformung als Gestaltabweichungen in Erscheinung<sup>1</sup>. Um eine Vorhersage dieser Abweichungen von der Sollgeometrie zu ermöglichen, existieren zahlreiche Untersuchungen mit einem Schwerpunkt auf der Analyse dieser inhomogenen Wärmedehnung von Laminatwerkstoff und Formwerkzeug. Auch die Modifikation des Formwerkzeugs selbst steht dabei im Fokus. Beispiele sind unter anderem die Materialauswahl für das Formwerkzeug, dessen Oberflächenrauigkeit sowie die Nutzung von Trennmitteln zur Reduzierung der Reibung. [7, 73, 75, 81, 83, 85, 87, 90–92, 94–96, 98, 101, 107, 109, 111, 114, 115, 119, 126, 128–137]

Eine Übertragung der aufgezeigten Fragestellungen auf Lamine mit thermoplastischer Matrix ist nicht direkt möglich. Bedingt durch die Motivation möglichst geringe Zykluszeiten bei der Bauteilfertigung zu erzielen, kommt bei Thermoplasten in vielen Fällen das Stempelumformverfahren mit isothermer Werkzeugtemperierung zum Einsatz. Thermische Dehnungen beschränken sich in diesem Verfahren auf das Laminat und gehen einher mit symmetrischen Randbedingungen an den Grenzflächen. Verglichen mit einer Herstellung im Autoklaven sind inhomogene, thermisch induzierte Dehnungsfelder somit von untergeordneter Bedeutung. Der Prozessablauf bei der schnellen Formgebung resultiert allerdings in der Notwendigkeit zur Drapierung der endlosfaserverstärkten Thermoplasthalbzeuge. Dieser Vorgang erfordert ein Abgleiten des Halbzeugs auf der Werkzeugoberfläche, wodurch dynamische Reibungseffekte entstehen, die ihrerseits wiederum Gestaltabweichungen hervorrufen können. Eine Charakterisierung der Reibung zwischen endlosfaserverstärkten Thermoplasten und metallischen Oberflächen ist darüber hinaus ein wichtiger Aspekt der Werkstoffcharakterisierung zur Modellentwicklung in der Drapiersimulation, und als solcher Bestandteil verschiedener Veröffentlichungen [93, 138–143]. Nichtsdestotrotz fehlt derzeit eine ganzheitliche Verknüpfung dieser Reibungsuntersuchungen mit Experimenten, die den Fokus auf die Gestaltabweichungen legen. In Teilen erfolgte eine Auseinandersetzung mit dieser Problemstellung in der Dissertation von Wijskamp [43]. Er betrachtet darin die Verarbeitung

<sup>1</sup> Siehe auch Abschnitt 2.3.2

von GF/PPS Gewebelaminaten mit 8H-Satinbindung mittels Stempelumformverfahren. Entgegen den bisherigen Ausführungen ist jedoch lediglich das Unterwerkzeug aus Stahl gefertigt. Das Oberwerkzeug ist als Elastomerstempel ausgeführt. Zusammengefasst zeigte Wijskamp anhand seiner Untersuchungen, dass die unterschiedlichen Reibpaarungen zu signifikantem Verzug ebener Platten führt. Als treibende Kraft wurden transversale Scherkräfte genannt, die bei der Erstarrung der thermoplastischen Matrix eingefroren werden. Er erweiterte die Untersuchungen zudem auf ein Z-Profil, anhand dessen er einen Einfluss der Pressrichtung auf den Spring-in der Flanken untersuchte. Trotz der Tatsache, dass ein solcher Einfluss bestätigt werden konnte, war eine eindeutige Zuordnung und Beschreibung der zu Grunde liegenden Mechanismen nicht möglich. Der Autor diskutierte jedoch thermische Eigenspannungen, transversale Scherspannungen und Heterogenitäten der Werkstoffeigenschaften als mögliche Ursachen und empfahl die weiterführende Untersuchung der Problemstellung anhand eines weniger komplexen V-Profils.

### Eigenschaftsschwankungen und Heterogenität des Laminats/Laminatwerkstoffs

Wie in den vorangehenden Abschnitten eingeführt wurde, sind die anisotropen Werkstoffeigenschaften faserverstärkter Kunststoffe maßgeblich für deren Ausprägung von Gestaltabweichungen. Trotz teils variierender Definitionen bei der Einteilung der entsprechenden Einflussgrößen, wurde in Abschnitt 2.3.3 die Bedeutung von Eigenschaftsschwankungen und Heterogenitäten in Laminaten als ergänzende Faktoren herausgearbeitet. Obwohl diese Faktoren oftmals als mögliche Erklärung für beobachtete Effekte benannt werden, sind gezielte Untersuchungen mit einem entsprechenden Schwerpunkt auf diesen Aspekten selten. Eine Auswahl derartiger Arbeiten wird nachfolgend vorgestellt.

Mit einem Fokus auf der thermischen Dehnung von endlosfaserverstärkten Hochleistungsthermoplasten<sup>1</sup>, betrachteten Barnes [100] und Barnes et al. [144] experimentell die zu erwartende Variation der Wärmeausdehnungskoeffizienten in Abhängigkeit von verschiedenen Verstärkungsfasertypen und Wärmebehandlungen. Die Ergebnisse zeigten, dass in beiden Fällen ein signifikanter Einfluss besteht. So beeinflussten sowohl die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Verstärkungsfasern, als auch die Relaxation von eingefrorenen Eigenspannungen<sup>2</sup> die thermische Ausdehnung eines Laminats. Des Weiteren zeigten die Messungen an UD-Laminaten, dass in Laminatdickenrichtung etwa 6,6 % höhere Werte erzielt werden, als sie quer zur Faserorientierung in der Laminebene vorliegen. Zugleich wurde ermittelt, dass die analytischen Modelle nach Shapery und Chamberlain in signifikanten Abweichungen gegenüber den experimentell ermittelten Werten resultierten.

Weitere Arbeiten betrachteten indes die Bildung von thermischen Eigenspannungen über den Laminatquerschnitt. In [65] wurde hierzu durch Chapman et al. zunächst ein Modell zur Vorhersage der zeitabhängigen Ausprägung eines symmetrischen Eigenspannungsprofils in CF/PEEK Laminaten erarbeitet. Ergänzend wurde durch Lawrence et al. [70] experimentell aufgezeigt, wie eine unbalancierte Abkühlung zu einer Asymmetrie dieses Eigenspannungsprofils und einem Gradienten des Kristallisationsgrades sowie des Schubmoduls in den Laminatschichten beiträgt. Die Folge war eine deutliche Krümmung der unbalanciert abgekühlten Platten. In weiterführenden Arbeiten konnte dieser Einfluss der unbalancierten Abkühlung auch für UD-Lamine aus amorphem GF/PEI [72] und GF/PPS Gewebelaminaten mit 8H-Satinbindung [43] bestätigt werden. Eine unbalancierte Abkühlung resultierte dort ebenfalls in Plattenkrümmungen sowie asymmetrischen Eigenspannungsprofilen. In [43] sind diesem Einfluss jedoch durch die unterschiedlichen Reibpaarungen zwischen Laminat und Werkzeugoberteil/-unterteil überlagert.

---

1 Mit einem Schwerpunkt auf PEEK

2 Bei einer Wärmebehandlung oberhalb von  $T_g$



Peeters et al. [66] betrachteten in ihrer Untersuchung der Krümmungen asymmetrischer Laminat aus GF/PEI zwei Aspekte von Eigenschaftsschwankungen und Heterogenitäten. Zum einen erhöhten sie den transversalen, thermischen Ausdehnungskoeffizienten um 10 % gegenüber dem Messwert, wodurch sich die kritische Kantenlänge eines Laminats<sup>1</sup> von 57 mm auf 53 mm absenkte. Zudem erhöhte sich der Endwert der zylindrischen Krümmung um 14,1 %. Des Weiteren zeigten die verwendeten Halbzeuge eine asymmetrische Faserverteilung mit einer faser- und einer matrixreichen Schicht. Das gezielte Stapeln der Prepregs mit jeweils benachbarten faser-/matrixreichen Schichten resultierte bei Laminaten mit zylindrischer Krümmungsform in Krümmungsunterschieden von bis zu 10 %.

Vergleichbar zu den vorangehend genannten Arbeiten, wurden auch auf der Basis von duromeren Matrixsystemen verschiedene Eigenschaftsschwankungen und Heterogenitäten von Laminaten untersucht. Dies umfasst neben einem variierenden Faservolumengehalt [84, 87, 90, 102, 110, 116, 120, 145], die Variation des Aushärtegrades der Matrix respektive der zugehörigen Prozessführung [81, 87, 90, 91, 95, 107, 109, 114–116, 128, 137], eine unbalancierte Abkühlung [120] sowie die lokale Abänderung der Stapelfolge im Winkelradius eines V-Profiles [104, 126]. Vielfach konnte dabei eine signifikante Einflussnahme der jeweilig untersuchten Größen auf die Gestaltabweichungen nachgewiesen werden.

#### 2.3.4 Bauteilgeometrien zur Bewertung von Spring-in und Verzug

Im Kontext der vielseitigen Veröffentlichungen zur Analyse von Gestaltabweichungen in kontinuierlich faserverstärkten Kunststoffen, wurden von den Autoren verschiedene Probekörpergeometrien gewählt. Abhängig von den individuellen Schwerpunkten der Studien, fanden hierzu insbesondere rechteckige Platten oder abwickelbare Profilgeometrien Anwendung. Die Verwendung von Platten erfolgte dabei insbesondere als Grundlage für die Modellbildung zur Vorhersage des Verzugs asymmetrischer Laminat sowie zur Untersuchung der Wechselwirkungen von Laminat und Formwerkzeug. Der Schwerpunkt bei der Nutzung einfacher Profilgeometrien liegt hingegen auf der Analyse des zu erwartenden Spring-in in Abhängigkeit verschiedenster Einflussgrößen, wie sie vorangehend benannt wurden. Der Verzicht auf komplexe geometrische Elemente, wie etwa Kofferecken oder Sicken, vermeidet in diesem Fall eine geometrische Versteifung der Struktur. Darüber hinaus wird die Gefahr prozessbedingter Störgrößen als Folge der Drapierung reduziert (z.B. Faserfehlorientierung, Faltenbildung, etc.). Weiterführende Untersuchungen, die bewusst einen Schwerpunkt auf der Analyse komplexer, schalenförmiger Geometrien legen existieren bereits, sind jedoch verhältnismäßig selten vorzufinden. Zusammenfassend enthält Tabelle 2.2 eine umfangreiche Übersicht der bekannten Probekörpergeometrien, und ordnet diese den zugehörigen Literaturstellen zu.

#### 2.3.5 Übersicht experimenteller Bewertungsmethoden

Die Analyse und Bewertung von Gestaltabweichungen erfordert geeignete Messmethoden zur akkuraten Quantifizierung der Geometrie eines Körpers. Abhängig von der zu bewertenden geometrischen Komplexität, haben sich hierzu im Laufe der Zeit vielzählige Vorgehensweisen herausgebildet. Insbesondere in den frühen Veröffentlichungen der 1980er Jahre waren die Autoren oftmals auf, nach heutigen Maßstäben, rudimentäre Methoden beschränkt. So wurde die Krümmung von Laminaten vielfach lediglich indirekt über die Messung des Abstands zu einer ebenen Unterlage ermittelt. Als Messmittel kamen in diesen Fällen vorrangig Lineale oder Messuhren zum Einsatz. In den 1990er Jahren folgten erste Arbeiten auf Basis von Koordinatenmessmaschinen, die die Möglichkeit eröffneten Flächen mit erhöhter Informationsdichte und Genauigkeit

---

<sup>1</sup> Für den Wechsel von Sattelform zu zylindrischer Krümmungsform

**Tabelle 2.2:** Übersicht verschiedener Probekörpergeometrien, die in der Literatur zur Analyse von Gestaltabweichungen kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe beschrieben sind

Geometrie		Literaturstellen
Grundform	Querschnitt	
Platte	–	[63, 66, 68, 70, 73, 90, 95, 106, 118, 119, 129, 131, 146–153] [43, 72, 83, 85, 91, 111–114, 120, 122–124, 154–156]
Profile	V/L	[73–76, 79, 81, 88, 90, 91, 94–96, 98, 102, 104, 107, 109, 121, 157, 158] [43, 44, 46, 47, 69, 85–87, 110, 115–117, 125, 126, 136, 145, 159, 160]
	U/C	[77, 82, 84, 85, 97, 107, 109, 130]
	Z	[43]
Spant	U/C	[81]
	Z	[87, 117]
Napf	–	[92, 125, 157, 161]
Box-Struktur	–	[82, 115, 127]
komplexe Schale	–	[82, 84, 90, 127, 134, 137, 162]
Rohr	–	[78, 158, 163]

zu vermessen. Ein Nachteil dieser Methode, insbesondere bei dünnwandigen Laminaten, besteht in der möglichen Beeinflussung des Messergebnisses durch den Krafteintrag beim Antasten der Probekörperoberfläche. Die Möglichkeit der kontaktlosen Messung wurde als erstes durch Radford et al. [104] aufgegriffen, die einen Punktlaser nutzten, um den temperaturabhängigen Spring-in von Winkelprofilen zu bewerten. Im Zuge der fortschreitenden Digitalisierung wurden zudem neuartige Scansysteme am Markt verfügbar, die auf Basis von Streifenprojektionstechnik und Lasertriangulation<sup>1</sup> dazu in der Lage sind, hochaufgelöste Geometriedaten flächiger Teile zu generieren. Derartige Messsysteme sind jedoch erst selten mit Bezug zur Analyse von Gestaltabweichungen bei kontinuierlich faserverstärkten Kunststoffen im Einsatz, finden auf Grund der vielfältigen Vorteile jedoch zunehmend Verbreitung. Ein gesamtheitlicher Überblick über die in der Literatur zu findenden Bewertungsmethoden zur Analyse von Gestaltabweichungen findet sich in Tabelle 2.3.

### 2.3.6 Modellansätze zur Vorhersage von Gestaltabweichungen

Einhergehend mit den experimentellen Anstrengungen zur Beschreibung und Bewertung von Gestaltabweichungen, wurde und wird der Vorhersage von Eigenspannungen und Gestaltabweichungen große Aufmerksamkeit beigemessen. Hierzu wurden in der Literatur vielfältige Modelle zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens erarbeitet, deren Einteilung gemäß Zobeiry [169] wie folgt vorgenommen werden kann:

- Linear-elastische Materialgesetze,
- elastische Materialgesetze mit variablen Werkstoffeigenschaften sowie
- Modelle basierend auf linearer und nichtlinearer Viskoelastizität.

<sup>1</sup> Siehe Abschnitt 3.3.1

**Tabelle 2.3:** Übersicht verschiedener Bewertungsmethoden, die in der Literatur zur Analyse von Gestaltabweichungen kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe beschrieben sind

Bewertungsmethode		Literaturstellen
Bewertungsmaß	Messmittel	
Krümmung/ geometrische Abmessung	Lineal/Messschieber	[62, 73, 78, 82, 85, 92, 132, 148, 150, 164] [108, 113, 114, 137]
	Messuhr/Dickentaster	[43, 69, 70, 87, 91]
	Winkelmesser	[73, 87, 107, 109]
	Interferenzmuster	[67, 105, 165]
	Fotoapparat	[85, 90, 110, 121, 124, 166]
	Büroscanner	[111, 167]
	Koordinatenmessmaschine	[44, 46, 81, 82, 84, 91, 97, 98, 134]
	Mikroskop	[62, 68, 88]
	Schattenbild	[157]
	Lasер (punktförmig) nicht spezifiziert	[43, 76, 79, 97, 104, 116, 118, 126] [47, 63, 66, 72, 75, 77, 102, 128, 148, 159, 161, 168]
Flächendaten	Laserscanner (flächig)	–
	Streifenprojektion	[115, 127, 136, 137]

Nachfolgend werden zentrale Arbeiten dieser Klassen von Materialmodellen benannt und ihre jeweiligen Inhalte umrissen. Der Fokus liegt, wie schon in den vorangehenden Abschnitten, auf Modellen mit einem Bezug zu thermoplastischen Matrixwerkstoffen. Für weiterführende Hintergründe der zu Grunde liegenden mathematischen Zusammenhänge wird auf die jeweiligen Literaturstellen verwiesen. Soweit nicht näher spezifiziert, wurden die experimentellen Untersuchungsschwerpunkte wie Probekörpergeometrie, Laminataufbau etc. bereits in an früherer Stelle in dieser Arbeit eingeführt.

#### Linear-elastische Materialgesetze

Linear-elastische Modelle stellen eine Vereinfachung dar, die lediglich dann anwendbar ist, wenn keine Ratenabhängigkeit und keine Relaxation des Matrixwerkstoffs zu erwarten ist. Dennoch eignet sich dieses Vorgehen, um eine erste Abschätzung über die Eigenspannungen und Gestaltabweichungen eines Körpers zu treffen. Vorteile dieser Verfahren sind der geringe Charakterisierungsaufwand, die kurzen Berechnungszeiten sowie die verhältnismäßig einfache Implementierung. Nachteilig ist die Tendenz zur Überschätzung der realen Gegebenheiten, da ein Abbau von Eigenspannungen durch Relaxation nicht berücksichtigt werden kann. Eine Anwendung ist jedoch in Temperaturbereichen sinnvoll für die keine viskoelastischen Effekte zu erwarten sind. Dies gilt insbesondere im Zustand der Schmelze, da dort die Relaxationszeiten extrem kurz und die Module gering sind sowie beim unterschreiten von  $T_g$ . Bedingt durch die Tatsache, dass für linear-elastische Materialgesetze lediglich konstante Werkstoffkennwerte definiert werden, besteht in der Anwendbarkeit der Modelle keine Unterscheidung bezüglich duromerer oder thermoplastischer Matrixsysteme.

In den Arbeiten von Peeters et al. [66] und K. Kim et al. [148] (thermoplastische Matrix) sowie [118, 124, 150, 170] (duromere Matrix) betrachteten die Autoren asymmetrische Lamine, deren Krümmung mit einem linear-elastischen Modell auf Basis der klassischen Laminattheorie berechnet

wurde. Die Ergebnisse zeigten eine weitestgehend gute Übereinstimmung mit realen Experimenten. Abweichungen wurden seitens der Autoren vorrangig durch den Einfluss der Wechselwirkungen zwischen Werkzeug und Laminat sowie Rissbildung begründet.

Eine viel beachtete Veröffentlichung von Radford et al. [104] erschien 1993. Diese führte eine analytisch hergeleitete Gleichung ein, anhand derer die Gestaltabweichungen von anisotropen Laminaten für Zylindersegmente vorhergesagt werden können. Der zu Grunde liegende linear-elastische Ansatz berücksichtigt die Wärmeausdehnungskoeffizienten eines Laminats ( $\alpha_r$ ,  $\alpha_t$ ), die Schwindung während der Vernetzung ( $\xi_r$ ,  $\xi_t$ ) sowie das Quellen durch Feuchtigkeitsaufnahme ( $\delta_r$ ,  $\delta_t$ ). Die Indizes r und t beschreiben hier die radiale und tangential Richtung des Zylindersegments. Als Zusammenhang für die Winkeländerung ergibt sich:

$$\Delta\omega = \omega \left[ \frac{(\alpha_t - \alpha_r) \Delta T}{1 + \alpha_r \Delta T} + \frac{\delta_t - \delta_r}{1 + \delta_r} + \frac{\xi_t - \xi_r}{1 + \xi_r} \right] \quad (2.4)$$

Gleichung (2.4) wurde später in 2011 von Han et al. [44] aufgegriffen, um den rein thermo-elastischen Spring-in eines V-Profiles zu berechnen. Die Wärmeausdehnungskoeffizienten des Laminats wurden hierzu als temperaturunabhängige Effektivwerte mittels mikromechanischer Zusammenhänge berechnet. Die Ergebnisse zeigen eine unzureichende Übereinstimmung mit den Messwerten der analysierten V-Profile. Die Bedeutung eines viskoplastischen Materialmodells wird von den Autoren zwar benannt, Ergebnisse werden jedoch nicht vorgestellt. Auch Dong [125] nutzte diesen analytischen Zusammenhang, um anhand effektiver Wärmeausdehnungskoeffizienten den Spring-in eines L-Profiles zu berechnen. Er validierte diese Rechnungen mittels einer dreidimensionalen FEM-Berechnung und erhielt im Gegensatz zu Han et al. in beiden Fällen eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentellen Messwerten.

### Elastische Materialgesetze mit variablen Werkstoffeigenschaften

Eine Möglichkeit zur Erweiterung der zuvor beschriebenen Modelle bietet die Einbindung einer Abhängigkeit der Werkstoffkennwerte von der Temperatur und dem Kristallisationsgrad (Thermoplaste), respektive Vernetzungsgrad (Duromere), eines Polymers. Dabei erfolgt eine abschnittsweise Definition der Materialeigenschaften, wodurch ein realistischeres Abbild der realen Gegebenheiten erzeugt wird. Zentrales Unterscheidungsmerkmal zwischen Thermoplasten und Duromeren bilden die physikalisch-chemischen Vorgänge, die bei der Erstarrung ablaufen. Diese sind werkstoffspezifisch zu berücksichtigen und anzupassen, um die Intervallgrenzen der inkrementellen Änderung der Werkstoffeigenschaften zu definieren.

Vergleichbar zu den bereits genannten linear-elastischen Modellen untersuchten Nairn et al. [62] die Krümmung von Laminatstreifen mit asymmetrischem Lagenaufbau aus PSU/CF und PET/CF. Die Autoren nutzten jedoch die Bimetallgleichung nach Timoshenko [171], um die Krümmung der Probekörper zu berechnen. Ergänzend wurden das Elastizitätsmodul sowie die Wärmeausdehnungskoeffizienten der Matrix als Funktion der Temperatur festgelegt. Die Berechnungsergebnisse zeigten eine gute Übereinstimmung mit den Experimenten, wobei insbesondere für die amorphe PSU Matrix eine sehr gute Vorhersagegüte erreicht wurde.

In [92] nutzten Zahlan et al. zunächst die analytische Gleichung  $\Delta\omega = (\alpha_r - \alpha_t)\omega \Delta T$ , um den Spring-in eines 90° Winkelprofils aus CF/PEEK abzuschätzen. Hierzu erfolgte eine abschnittsweise Definition der Werkstoffkennwerte für die Temperaturbereiche ober- und unterhalb von  $T_g$ . Anschließend nutzten die Autoren eine frühe Version der noch heute verfügbaren Software Lusas [172], deren Modul zur Berechnung von Gestaltabweichungen allerdings nicht kommerziell vertrieben wird. Dieses Modell beinhaltete temperaturabhängige Werkstoffkennwerte, die auch in diesem Fall abschnittsweise und homogen über den Querschnitt definiert wurden. Die Simulations-

ergebnisse zeigten eine gute Übereinstimmung mit einer experimentell hergestellten, kreisförmigen Napfgeometrie.

Bei Jeronimidis et al. [63] erfolgte die Berechnung der Gestaltabweichungen von asymmetrischen Laminaten aus CF/PEEK unter Anwendung der klassischen Laminattheorie. Die Definition des Elastizitätsmoduls sowie der Wärmeausdehnungskoeffizienten erfolgte für analoge Temperaturintervalle zu Zahlan et al. [92]. Als Vereinfachung wurde, trotz des nichtlinearen Kurvenverlaufs des transversalen Elastizitätsmoduls, jeweils ein fester Wert pro Temperaturintervall definiert. Ungeachtet dieser Annahme lieferten die Berechnungen repräsentative Ergebnisse. Eine vergleichbare Untersuchung erfolgte durch Cowley et al. [68] für symmetrische sowie asymmetrische Laminaten aus CF/PES. Die Autoren wählten jedoch eine feinere Inkrementierung der temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte in Schritten von  $10^\circ\text{C}$ .

Auch von Li et al. [67] wurde ein linear-elastisches Modell entwickelt, das sowohl temperaturabhängige Kennwerte als auch die Kristallisationschwindung von CF/PEEK implementierte. Die Gestaltabweichungen wurden als Verzerrungen in einer Ebene simuliert, die den Querschnitt des Laminats darstellte und somit die Dickenrichtung widerspiegelte. Auf Basis einer Wärmeleitungsanalyse wurden für jedes Zeitinkrement der Kristallinitätsgrad sowie die zugehörigen Matrixeigenschaften berechnet. Diese Werte dienten als Eingangsparameter für die Berechnung der Kristallisationsschwindung und der resultierenden Dehnungen und Spannungen. Unter der Voraussetzung, dass ausreichend hohe Kühlraten betrachtet werden, ist dieses Modell in der Lage die Plattenkrümmungen angemessen vorherzusagen. Bei geringen Kühlraten von etwa  $2\text{ K/min}$  trat eine zunehmende Abweichung zwischen Simulation und Experiment in Erscheinung, die auf überlagerte Relaxationseffekte zurückgeführt wurde.

Neben den bereits beschriebenen Untersuchungen griffen Salomi et al. [97] in ihrer Arbeit die Formel nach Radford et al. [104] auf. Diese vereinfachten sie basierend auf den Annahmen, dass die Kristallisationsschwindung vernachlässigbar ist und dass der Wärmeausdehnungskoeffizient in der Laminatenebene klein ist gegenüber der Dickenrichtung, woraus der Zusammenhang

$$\Delta\omega = -\omega \alpha_r \Delta T \quad (2.5)$$

folgte. Durch eine Erweiterung dieser Gleichung um eine Temperaturabhängigkeit des Wärmeausdehnungskoeffizienten resultierte:

$$\Delta\omega = \omega \left( 1 - \exp \left( \left[ (A - B T_g) (T - T_0) + \frac{B}{2} (T^2 - T_0^2) \right] \right) \right) \quad (2.6)$$

Dieser analytische Zusammenhang erlaubte die temperaturabhängige Berechnung des Spring-in. Darin sind  $A$  und  $B$  Koeffizienten, die durch eine Interpolation der temperaturabhängigen Messwerte von  $\alpha_r$  bestimmt werden können. Dieses Modell wies eine gute Übereinstimmung mit den experimentell generierten Messwerten auf, solange sich kein exzessiver Quetschfluss im Radius des Winkelprofils überlagerte. War dieser Sachverhalt gegeben, erörtern die Autoren die Möglichkeit den Term  $(A - B T_g)$  um einen Korrektivwert  $\alpha_c$  auf  $(A - B T_g - \alpha_c)$  zu erweitern, um derartige Störgrößen zu kompensieren.

Wijkskamp [43] wendete im ersten Teil seiner Arbeit einen linear-elastischen Ansatz an, um prozessinduzierte Gestaltabweichungen eines gekrümmten Laminatstreifens mittels einer analytischen Gleichung vorherzusagen. Diese entsprach einer Anpassung der Gleichung nach Radford et al. [104], bezogen auf die geometrischen Randbedingungen der untersuchten Probengeometrie. Wijkskamp legte in diesem Kontext Wert auf die Beschreibung effektiver Werkstoffeigenschaften für die genutzten Gewebelhalbzeuge, um der Ondulation der Verstärkungsfasern Rechnung zu tragen. Die

Ergebnisse der analytischen Gleichung zeigten eine zufriedenstellende Übereinstimmung mit den Messwerten. Der Vergleich mit einem Kreuzlaminat aus unidirektionalen Schichten zeigte jedoch keinen ausgeprägten Qualitätsunterschied der Ergebnisse, sodass der erforderliche Zusatzaufwand zur Homogenisierung der Gewebekennwerte für eine initiale Berechnung der Gestaltabweichungen vermieden werden kann. In einem weiterführenden Schritt erweiterte Wijskamp die klassische Laminattheorie um eine Formulierung basierend auf der Gleichung von Radford et al. Diese Anpassung erlaubte es, den thermischen Spring-in zu berücksichtigen. Obwohl dieses Vorgehen keine Kopplung der Membrandehnungen mit den Dehnungen des Materials in Laminatdickenrichtung berücksichtigte, wurde diese Vereinfachung vom Autor in erster Näherung für gerechtfertigt angenommen. Die Validierung dieser Methode erfolgte anhand eines Zylindersegments, dessen Spring-in sowohl mit der modifizierten klassischen Laminattheorie, als auch mit einem analytischen, dreidimensionalen Ansatz berechnet wurde. Die Ergebnisse zeigten eine sehr gute Übereinstimmung. Trotz dieser Übereinstimmung wurde eine doppelt gekrümmte Geometrie als Notwendigkeit für die abschließende Validierung benannt, jedoch nicht umgesetzt. Es folgte eine Implementierung der zuvor beschriebenen Zusammenhänge in die Formulierung eines Plattenelements der finiten Elemente Methode (FEM) sowie eine Berechnung des Spring-in eines einfach gekrümmten V-Profiles mit variierender Vernetzungsdichte. Der Vergleich mit der analytischen Lösung nach Radford et al. zeigte auch in diesem Fall eine gute Übereinstimmung. In einem letzten Schritt wurde ein Vorgehen zur Vorhersage der Gestaltabweichungen von Bauteilen beschrieben, die mit einem Elastomerstempel umgeformt wurden. Der Autor schlägt hierzu eine Dreiteilung des Problems in die Schritte Wärmeleitung, Kristallisation und Solidifikation vor. Zur Beschreibung der Kristallisationskinetik wurde das Modell nach Nakamura [173, 174] implementiert, welches eine nicht-isotherme Abkühlung des Materials berücksichtigt. In Abhängigkeit des ansteigenden, relativen Kristallisationsgrades setzt die Erstarrung der thermoplastischen Matrix ein, die von Wijskamp als einer abrupten Wechsel von viskosem zu elastischem Werkstoffverhalten interpretiert wurde. Der Wärmeausdehnungskoeffizient der Matrix wurde dabei vereinfachend als konstant angenommen. Anhand dieser Methode erfolgte die Berechnung der Plattenkrümmung ebener Lamine in einem zweidimensionalen Modell des Versuchsaufbauquerschnitts<sup>1</sup>. Die Ergebnisse zeigten, dass die vorhergesagte Krümmung um eine Größenordnung von den realen Messwerten abweicht. Wijskamp sah diese Tatsache darin begründet, dass die treibende Kraft für die beobachteten Verformungen transversaler Schub innerhalb des Laminats war, der durch die Deformation des Elastomerstempels induziert wird. Die Erkenntnisse aus den zuvor beschriebenen Modellen dienten dem Autor als Grundlage für den Vorschlag einer Methodik zur effizienten Prozessmodellierung. Diese umfasste eine Dreiteilung der Problemstellung in die Einzelaspekte Drapierung, Pressen und Entformung.

Ein weiteres liner-elastisches Modell wurde von Brauner et al. [47] erarbeitet. Sie implementierten eine Beschreibung des Kristallinitätsgrades nach Nakamura et al. [173, 174] in die Software Samcef/Mecano [175], um die mechanischen Eigenschaften des Verbunds im Verlauf der Abkühlung ortsaufgelöst zu berechnen. Die Berechnung des Spring-in erfolgte hierbei sequentiell anhand eines L-Profiles aus CF/PPS Gewebelhalbzeugen, wobei zunächst die Abkühlung des Laminats berechnet wurde, um anschließend die Entwicklung der mechanischen Eigenschaften und des Spring-in zu berechnen.

In jüngerer Vergangenheit griffen Han et al. [46] auf die Software COMPRO [176] zurück, welche unter anderem ein Modul zur zweidimensionalen Analyse von Gestaltabweichungen beinhaltet. Die zu Grunde liegende Modellbildung beruht zu einem wesentlichen Anteil auf den Arbeiten von A. A. Johnston [90] und Hubert [177] und ist in [82] anhand von Fallstudien erläutert. Obwohl

---

<sup>1</sup> Bestehend aus dem Laminat und den Werkzeughälften aus Stahl und Elastomer

ursprünglich für duromere Matrixsysteme entwickelt, wurde die duromerspezifische Formulierung der Erstarrungsmechanismen in COMPRO angepasst, so dass die Kristallisation einer thermoplastischen Matrix abbildbar ist. Somit umfasste das Modell eine linear-elastische Berechnung des Spring-in mit temperaturabhängiger Definition des Kristallisationsgrades und folglich der mechanischen Kennwerte. Die Autoren verglichen die Berechnungsergebnisse mit einem dreidimensionalen Modell, welches auf Basis der Software ABAQUS [178] erstellt wurde<sup>1</sup>. Das COMPRO Modell zeigte in den Untersuchungen eine sehr gute Übereinstimmung von Experiment und Simulation. Der relative Fehler betrug zwischen 0,26 und 9,28 %. Auch die Modellierung in ABAQUS lieferte zufriedenstellende Ergebnisse, wobei ein erhöhter relative Fehler von 8,21 bis 13,60 % zu verzeichnen war.

### Viskoelastische Materialgesetze

Als weitere Stufe der Detaillierung berücksichtigen viskoelastische Modelle auch das zeit- und ratenabhängige Verhalten der polymeren Matrix. Auf diese Weise ist es möglich, die Relaxation von Eigenspannungen zu berücksichtigen, welche mit einer Änderung der Gestaltabweichungen einhergehen kann. Im Falle linearer Viskoelastizität ist das Relaxationsverhalten dabei unabhängig vom wirkenden Lastniveau. Bei einer kombinierten Implementierung von viskoelastischen sowie temperatur- und kristallisationsgradabhängigen Werkstoffeigenschaften entstehen somit Modelle, die ein möglichst realistisches Abbild realer Gegebenheiten ermöglichen. Die daraus resultierenden Vorzüge gehen jedoch einher mit einem deutlich erhöhten Charakterisierungsaufwand der Werkstoffe sowie ansteigenden Berechnungszeiten. Es gilt somit im Einzelnen abzuwägen, ob der steigende Aufwand durch das Maß an Erkenntnisgewinn zu rechtfertigen ist.

Chapman et al. [65] veröffentlichten 1990 ihre Arbeiten zur Vorhersage von Eigenspannungen in Laminaten aus CF/PEEK. Die Autoren nutzten darin eine inkrementelle Laminattheorie zur Berechnung der lokalen Eigenspannungen, wobei sie Temperaturgradienten, thermische Dehnung und Kristallisationsschwindung berücksichtigten. Durch das Hinterlegen temperaturabhängiger Relaxationszeiten erfolgte zudem eine Implementierung linearer Viskoelastizität. Die im Modell erforderlichen, lokalen Werkstoffeigenschaften wurden mikromechanisch als Funktion der Temperatur und des Kristallinitätsgrades berechnet. Der Programmablauf wurde dreigeteilt und umfasste die Berechnung der thermischen Historie sowie der mechanischen Eigenschaften und eine anschließende Spannungsanalyse. Die Ergebnisse für den vorhergesagten Spannungszustand lieferten eine gute Übereinstimmung mit den transversalen Eigenspannungen eines UD-Laminates.

Mit einem Fokus auf einem amorphen Thermoplast als Matrix, betrachteten Sunderland et al. [72] die Krümmung und Eigenspannungen von Laminaten aus GF/PEI. Sie implementierten hierzu ein lineares, thermo-viskoelastisches Modell, welches in der Lage ist das temperatur- und zeitabhängige Verhalten der polymeren Matrix abzubilden. Die Umsetzung dieses Vorgehens erfolgte in einer Routine mit dem Namen ANVIS<sup>2</sup>, die eine Anbindung an die Software ABAQUS besitzt. Abhängig von einer charakteristischen Funktion  $h_{hklw}$  wird darin entschieden, ob eine vereinfachte linear-elastische oder eine viskoelastische Rechnung durchzuführen ist. Der Wert den  $h_{hklw}$  annimmt repräsentiert dabei eine Aussage über die Relaxationszeit des Werkstoffs für einem bestimmten Zustand. Anhand des ANVIS-Modells wurden für verschiedene Kühlzyklen die Eigenspannungsprofile und die Krümmungen von symmetrischen und asymmetrischen Laminaten bei symmetrischer und asymmetrischer Abkühlung berechnet. Insbesondere für asymmetrische Laminaten konnte dabei eine hohe Vorhersagegüte der Krümmungen erzielt werden. Eine verwandte Studie ist [69], in der ebenfalls das ANVIS-Modell zur Anwendung kam. Konträr zu [72] bildete

<sup>1</sup> Bezüglich der zu Grunde liegenden Annahmen dieses Modells machen die Autoren jedoch keine Angaben.

<sup>2</sup> ANisotropic VIScoelastic

jedoch teilkristallines CF/PA12 den Untersuchungsschwerpunkt. Um diesem Sachverhalt Rechnung zu tragen, wurde das Modell um einen Term zur Berücksichtigung der Kristallisationsschwindigkeit erweitert. Die Analyse eines 90° V-Profiles lieferte dabei eine sehr gute Übereinstimmung von Simulation und Experiment.

In Ergänzung zu den eingeführten Arbeiten mit einem Fokus auf thermoplastischen Matrixwerkstoffen, folgt an dieser Stelle abschließend der Verweis auf die einschlägigen Arbeiten im Kontext endlosfaserverstärkter Duomere. Wie bereits erläutert, bilden die physikalisch-chemischen Vorgänge während der Erstarrung das zentrale Unterscheidungsmerkmal gegenüber den Thermoplasten. Eine Übertragbarkeit der duomerspezifischen Modelle ist somit denkbar, bedarf allerdings vielfach einer weitreichenden Anpassung der zu Grunde liegenden mathematischen Formalismen. Wie schon im Falle der Thermoplaste, dominieren auch bei Duomeren inkrementell linear-elastische Modelle mit einer Abhängigkeit der Werkstoffeigenschaften gegenüber der Temperatur und dem Vernetzungsgrad [74, 84, 87, 90, 91, 94, 108–110, 127, 134, 154]. Darüber hinaus wurden auch komplexe Modelle zur Abbildung des viskoelastischen Werkstoffverhaltens erarbeitet [81, 95, 96, 106, 137, 159, 160, 169]. Auf Grund des hohen Aufwands derartiger Modellierungsansätze, werden jedoch in diesen Fällen Anstrengungen unternommen, um Teilaspekte der Viskoelastizität zu vereinfachen.

## 2.4 Abgrenzung vom Stand der Wissenschaft und Technik

Aus den vorangehenden Ausführungen wird ersichtlich, dass die Analyse von Gestaltabweichungen endlosfaserverstärkter Kunststoffe bereits in vielfältiger Weise Bestandteil von Forschungsarbeiten war und auch heute noch ist. Die vorliegende Arbeit grenzt sich dennoch deutlich vom aktuellen Wissensstand ab und erweitert diesen um mehrere Aspekte.

Diese Abgrenzung geschieht zum einen durch die Wahl des thermoplastischen UD-Tapes als Halbzeug, welches in seiner Morphologie und seinem mechanischen Verhalten signifikante Unterschiede zu Gewebelhalbzeugen aufweist. Zum anderen erlaubt das gewählte Verfahren des Thermoplast-Tapelegens die Herstellung maßgeschneiderter Gelege mit beliebigen Faserorientierungen und Stapelfolgen sowie die lokale Verstärkung eines Laminats durch profilierte Wandstärken. In diesem Kontext wird eine umfangreiche Variantenvielfalt des Lagenaufbaus betrachtet, um den spezifischen Verfahrensvorteilen des Thermoplast-Tapelegens Rechnung zu tragen. Die Untersuchung der bewusst herbeigeführten, komplexen Gestaltabweichungen, die aus diesen Freiheitsgraden der Laminatgestaltung resultieren, bildet ein Alleinstellungsmerkmal dieser Arbeit.

Für die Versuchskörpergeometrie werden in Anlehnung an Veröffentlichungen anderer Autoren Geometrien mit geringem Komplexitätsgrad betrachtet. Dies beinhaltet sowohl eine lokal verstärkte, ebene Plattengeometrie, als auch ein daraus umgeformtes 90° V-Profil. Eine Besonderheit dieser Arbeit ist die zusammenhängende Untersuchung der Gestaltabweichungen eines individuellen Versuchskörpers über beide Prozessstufen hinweg. Dieses Vorgehen ermöglicht eine direkte Verknüpfung der Ergebnisse innerhalb der Prozesskette und somit die Isolierung des spezifischen Geometrieinflusses der Versuchskörper. Darüber hinaus wird anhand eines Referenzlagenaufbaus eine Prozessparametervariation entlang der zweistufigen Prozesskette durchgeführt. Diese dient dem Zweck, den Einfluss der Prozessparameter auf die Gestaltabweichungen der Versuchskörper zu ermitteln. Die kombinierte Untersuchung dieser Inhalte, insbesondere auch im Kontext der zuvor genannten Untersuchungsschwerpunkte, ist ein weiteres Alleinstellungsmerkmal dieser Arbeit.

Auf Grund der gewählten Versuchskörpergeometrie, werden bewusst komplexe Gestaltabweichungen gegenüber der Sollgeometrie herbeigeführt. Um ein vollständiges Abbild der Realgeometrie zu generieren, wird ein flächiges Laser-Scanverfahren angewandt. Auf diese Weise lassen sich im Zuge der Scandatenanalyse auch komplexe Gestaltänderungen quantifizieren und beschreiben.



Eine Vielzahl der in Abschnitt 2.3.5 genannten, rudimentären Messverfahren<sup>1</sup> bieten in Bezug auf die Inhalte dieser Arbeit keine ausreichenden Möglichkeiten. Die Nutzung des flächigen Laser-Scanverfahrens stellt somit eine methodische Erweiterung der in der Literatur beschriebenen Messverfahren dar.

Um die komplexen Gestaltabweichungen der lokal verstärkten Gelegelamine vorhersagbar zu machen, ist der Aufbau eines geeigneten Simulationsmodell ein weiterer Bestandteil dieser Arbeit. Aktuelle Lösungen beruhen zumeist auf der Betrachtung komplexer Einzelaspekte, um die Vorhersagegüte von Gestaltabweichungen auch für Detailfragestellungen zu verbessern. Diese Lösungsansätze sind ohne Zweifel erforderlich, bedingen jedoch zumeist einen hohen Aufwand für deren Implementierung und die oftmals erforderliche Ermittlung spezieller Kennwerte. Der Fokus in dieser Arbeit liegt auf der Erarbeitung eines vereinfachten elastischen Modells, welches es dennoch erlaubt die Gestaltabweichungen dünnwandiger, lokal verstärkter Gelegelamine mit thermoplastischer Matrix in erster Näherung abzuschätzen. Dies erfolgt auf Basis einer geringen Anzahl thermoanalytischer Untersuchungen sowie einer Analyse des Abkühlverhaltens des Werkstoffs im Verarbeitungsprozess. Diese Ergebnisse werden anschließend zueinander in Beziehung gesetzt, um eine Methodik zur Vorhersage der Gestaltabweichungen abzuleiten.

---

<sup>1</sup> z.B.: Messung der maximalen Durchbiegung mittels eines Lineals



# KAPITEL 3

---

## Material, Methoden und Modellbildung

---

Dieses Kapitel behandelt die Hintergründe und Erläuterungen zur Gestaltung und Durchführung der Versuche im Kontext der Ermittlung von Gestaltabweichungen lokal verstärkter Gelegelamine. Hierzu wird in Abschnitt 3.1 zunächst der eingesetzte Werkstoff vorgestellt, bevor im weiteren Verlauf die Geometrie der Versuchskörper sowie deren Varianten der Lagenaufbauten erläutert werden. Im daran anschließenden Abschnitt 3.2 folgt eine detaillierte Betrachtung der einzelnen Prozessschritte innerhalb der Versuchskörperherstellung. Die Methodik zur Gestalterfassung der hergestellten Versuchskörper ist Bestandteil von Abschnitt 3.3. Abgeschlossen wird das Kapitel durch Abschnitt 3.4, in dem die Modellierung der experimentellen Untersuchungen in der Simulation erläutert wird.

### 3.1 Vorstellung der Versuchskörper

#### 3.1.1 Werkstoffsystem

Grundlage für die Herstellung der Gelege sind 50 mm breite UD-Tapes aus der Produktfamilie Celstran<sup>®</sup> CFR-TP der Firma Celanese. Mit Blick auf das Potenzial für die Umsetzung struktureller Bauteile, erfolgen die Untersuchungen auf Basis von kohlenstofffaserverstärktem Polyphenylensulfid (CF/PPS). Typische Eigenschaften dieses Halbzeugs sind in Tabelle 3.1 gemäß den Herstellerangaben zusammengefasst. Weiterführende Informationen zu den temperaturabhängigen Eigenschaften sind Bestandteil von Abschnitt 4.2. Die dort ebenfalls aufgeführten Charakterisierungen eines unverstärkten PPS Granulats basieren auf Fortron<sup>®</sup> 0205P4. Dieses Basisgranulat ist nach [34] besonders als Matrix für die Herstellung von faserverstärkten Kunststoffen geeignet. Auf dieser Grundlage werden die Eigenschaften dieses Granulats für die weiterführende Bewertung herangezogen.

Abweichend von dem in Tabelle 3.1 aufgeführten Nennmaß für die Dicke der UD-Tapes, ist für die Gestaltung der Versuchskörper und die Dimensionierung der zugehörigen Fertigungsmittel die Kenntnis der Einzelschichtdicke im konsolidierten Laminat ausschlaggebend. In Vorversuchen wurde dieser Wert zu 0,131 mm ermittelt und für die Berechnung der zu erwartenden Wandstärke eines Laminats herangezogen.

#### 3.1.2 Geometriedefinition

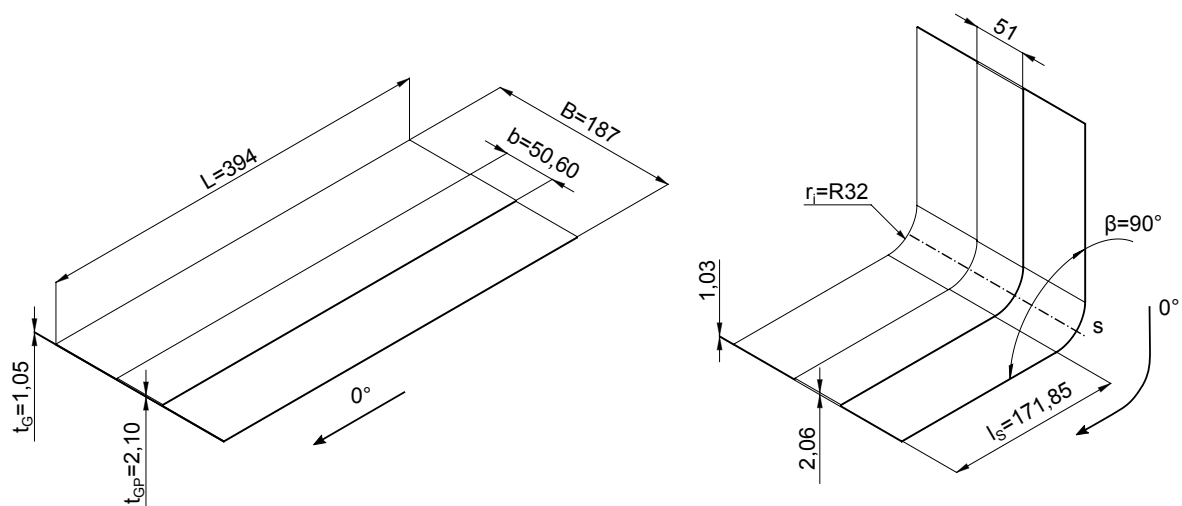
Im Rahmen der eingangs in Kapitel 1 erläuterten Motivation für diese Arbeit, wurde dünnwandigen Laminatstrukturen mit lokaler Verstärkung ein besonders ausgeprägtes Leichtbaupotential zugesprochen. Gleichzeitig begünstigt ein dünnwandiges Design jedoch eine markante Ausprägung der Gestaltabweichung der Versuchskörper. Der formulierten Zielsetzung der Arbeit folgend, werden die Geometrien der Versuchskörper so gewählt, dass eine grundlegende Analyse der resultierenden Gestaltabweichungen lokal verstärkter Gelegelamine ermöglicht wird. Deren Bewertung erfolgt,

**Tabelle 3.1:** Eigenschaften der untersuchten PPS Matrix und der faserverstärkten UD-Tapes gemäß Datenblättern des Herstellers [179, 180]

Halbzeug		Fortron® PPS 0205P4	Celstran® CFR-TP PPS CF60
Dichte	g/cm <sup>3</sup>	1,36	1,58
Faservolumengehalt	%	–	53
Nennstärke	mm	–	0,15
E-Modul	GPa	4,0	120,6 <sup>a</sup>
Festigkeit	MPa	66	1815 <sup>a</sup>
Bruchdehnung	%	2	1,68 <sup>a</sup>
Schmelztemperatur	°C	280	282
Glasübergangstemperatur	°C	95	90

<sup>a</sup> gemessen in Faserlängsrichtung

in Anlehnung an Abschnitt 2.1.2, anhand der zwei aufeinander folgenden Prozessstufen Konsolidierung und Umformung. Die Konsolidierung der Gelege wird im weiteren Verlauf dieser Arbeit als Prozessstufe 1 (PS1) bezeichnet, die Umformung als Prozessstufe 2 (PS2). Die Umformung umfasst den Vorgang, bei dem die konsolidierten Gelegelaminare aus PS1 zu einem gleichschenkeligen V-Profil mit einem Winkel  $\beta = 90^\circ$  und einem Innenradius  $r_1 = 32$  mm weiterverarbeitet werden. In Abbildung 3.1 sind die Versuchskörper der Prozessstufe 1 und 2 inklusive der geltenden Definition für die  $0^\circ$  Faserorientierung illustriert. Die zu Grunde liegenden Motivationen bei der Wahl der geometriebestimmenden Größen werden in den nachfolgenden Absätzen erläutert.



**Abbildung 3.1:** Versuchskörper mit lokalem Verstärkungspatch  
Links: Prozessstufe 1    Rechts: Prozessstufe 2

Die Basis der Versuchskörper bildet eine rechteckige Grundplatte (G) von 394 mm Länge und 187 mm Breite.<sup>1</sup> Die lokale Verstärkung der Grundplatte erfolgt durch einen mittigen, 394 mm

<sup>1</sup> Die Abmessungen der Grundplatte leiten sich aus dem zur Konsolidierung genutzten Plattenwerkzeug mit einer Kavität von  $400 \times 400$  mm<sup>2</sup> ab (weitere Details sind Abschnitt 3.2.2 zu entnehmen).

langen und 50 mm breiten Patch (P), der parallel zur Längsachse der Grundplatte ausgerichtet ist. Beide Gelegevarianten (G und P) besitzen einen jeweils 8-lagigen Aufbau. Durch das Zusammenführen von G und P ergibt sich im Bereich des Patches ein 16-lagiger Aufbau.

*Winkel  $\beta$* : Durch die frei abwickelbare Geometrie des V-Profiles wird eine ausgeprägte geometrische Biegesteifigkeit des Versuchskörpers, bezogen auf die Biegelinie  $s$ , vermieden. Der Spring-in kann sich daher weitestgehend ungehindert ausbilden. Darüber hinaus ermöglicht die 90°-Winkelgeometrie eine Vergleichbarkeit zu den in Abschnitt 2.3 genannten Arbeiten anderer Autoren.

*Innenradius  $r_i$* : Damit die isolierte Betrachtung von Gestaltabweichungen möglich ist, sind Einflüsse aus der Drapierung der Gelege zu vermeiden. Kleine Radien sind in diesem Kontext nachteilig, da sie Faltenbildung und Fasereinschnürung begünstigen. Beide Effekte werden unter anderem von Wiersma et al. [94] und Steinle [116] beschrieben und führen zu gravierenden Variationen des Faservolumengehalts über die Wandstärke eines Laminats. Beide Arbeiten kommen zu der Schlussfolgerung, dass derartige Faservolumengehaltsschwankungen die Ausprägung von Gestaltabweichungen gravierend beeinflussen. Der gewählte Innenradius  $r_i = 32$  mm trägt durch das großzügig gewählte Verhältnis von  $r_i/t_{GP} = 15,5$  dazu bei, derartige Einflussgrößen aus der Umformung zu minimieren. Analog zu Wiersma et al. repräsentiert dieses Verhältnis zudem ein dünnwandiges Laminat, wodurch die Schwindung in Laminatdickenrichtung einen untergeordneten Einfluss auf den Spring-in zeigen sollte.

*Schenkellänge  $l_S$* : Die Umformung thermoplastischer Gelegelaminats erfolgt gemäß Abschnitt 2.1.2 durch die Aufprägung einer Schließkraft mit einer hydraulischen Presse. Neben dem Winkel  $\beta$ , beeinflusst die Schenkellänge  $l_S$  die resultierende Flächenpressung im Laminat. Durch die Wahl gleicher Schenkellängen wird sichergestellt, dass bei der Umformung eine homogene Flächenpressung im Versuchskörper vorliegt.

### 3.1.3 Variation des Lagenaufbaus

Die Verwendung von UD-Tapes zur Herstellung von Gelegen ermöglicht die Definition von Lagenaufbauten mit beliebiger Faserorientierung und Stapelfolge der Einzellagen. Dies ist ein zentraler Unterschied zu der in der Literatur vorherrschenden Verwendung von Gewebelhalbzeugen und deren Limitierungen bei der Laminatgestaltung. Zur Erweiterung des Standes der Erkenntnisse werden die Lagenaufbauten von Grundplatte G und Patch P in einem Spektrum variiert und kombiniert, wie es mit Gewebelhalbzeugen nicht möglich ist. Ziel der Variantenvielfalt der GP-Kombinationen ist es, vielfältig Arten der Gestaltabweichungen zu erzeugen, zu analysieren und zu quantifizieren.

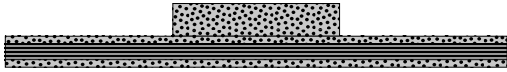
Für die Grundplatte werden hierzu zwei Stufen (G1 und G2), für den Patch sieben Stufen (P1 bis P7) definiert. Alle Lagenaufbauten sind symmetrisch und ausgeglichen ausgeführt. Sowohl G1 als auch G2 werden mit allen Patchvarianten kombiniert. Die Benennung der Kombinationen aus G und P erfolgt als Aneinanderreihung der Einzelkennzeichnungen (z.B. G1P1, G2P5, etc.). Einzelheiten zur Faserorientierung und Stapelfolge aller Varianten sind in Tabelle 3.2 zusammengefasst.

Wie aus Abbildung 3.2 ersichtlich wird, entsteht durch die Zusammenführung von G und P im Bereich des Patches im Allgemeinen ein unausgeglichener, asymmetrischer Lagenaufbau. Lediglich für G1P1 und G2P2 ist dies nicht zutreffend, dort verbleibt ein ausgeglichener, symmetrischer Lagenaufbau. Basierend auf Abschnitt 2.3 wird erwartet, dass sich in den Fällen lokaler Asymmetrie der Laminats Kopplungs- und Interaktionseffekte ergeben, die die Gestaltabweichungen maßgeblich beeinflussen.

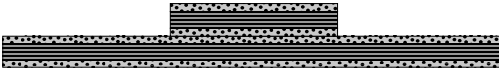
**Tabelle 3.2:** Übersicht der Variantenvielfalt für die Lagenaufbauten der Grundplatten G und Patches P

G1	G2							
$(0_2, 90_2)_s$	$(90_2, 0_2)_s$							
P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7		
$(0_2, 90_2)_s$	$(90_2, 0_2)_s$	$(0_4)_s$	$(30_2, -30_2)_s$	$(60_2, -60_2)_s$	$(90_4)_s$	$(45_2, -45_2)_s$		



**G1P3**



**G1P1**

**Abbildung 3.2:** Schematischer Querschnitt eines G1P3 und G1P1 Versuchskörpers

G1P3: lokal unausgeglichener, asymmetrischer Lagenaufbau

G1P1: vollständig ausgeglichener, symmetrischer Lagenaufbau

### 3.2 Herstellungsprozess

Eine Besonderheit der Kunststoffverarbeitung ist, dass die finalen Eigenschaften der polymeren Matrix, und damit auch eines faserverstärkten Kunststoffs, erst im Herstellungsprozess generiert werden. Dem entsprechend bedarf die Wahl der Herstellungsmethode und der Prozessführung einer genauen Abwägung, um ihren möglichen Einfluss auf die Gestaltabweichungen der Versuchskörper bereits im Voraus zu bewerten. Als Ergebnis dieser Überlegungen wird in der vorliegenden Arbeit ein dreistufiger Prozess für die Versuchskörperherstellung umgesetzt. Dieser unterteilt sich in Gelegeherstellung, Konsolidierung (Prozessstufe 1) und Formgebung (Prozessstufe 2) und ist angelehnt an das in Abschnitt 2.1.2 beschriebene Vorgehen. Die Details jedes Prozessschrittes werden nachfolgend beschrieben.

#### 3.2.1 Gelegeherstellung

Die Verarbeitung der UD-Tapes erfolgt mit der RELAY<sup>®</sup> Technologie<sup>1</sup>. Bei dieser Anlagentechnik werden die einzelnen Tapeestreifen sequentiell auf einem Tisch positioniert und schichtweise gestapelt, um Gelege mit einer maximalen Fläche von  $2000 \times 2000 \text{ mm}^2$  aufzubauen. Die Positionierung der UD-Tapes erfolgt durch zwei senkrecht zueinander angeordnete, horizontale Linearachsen sowie eine Rotationsachse des Tisches. Zur Fixierung der gestapelten Einzellagen untereinander werden in Tapelängsrichtung Ultraschallschweißpunkte mit einem Abstand von 100 mm eingebracht.

Aufgrund der verhältnismäßig geringen Abmessungen einzelner Grundplatten und Patches, werden rechteckige Gelege hergestellt, die einem Vielfachen der Einzelgelege entsprechen. Die anschließende Konfektionierung dieser Mehrfachgelege erfolgt mit einer Motor-Tafelschere<sup>2</sup>. Dieses Vorgehen ermöglicht eine Reduzierung des Verschnitts auf 1,0 bis 4,2 % pro Gelegesatz. Im Anschluss an die Konfektionierung werden die Patches an den Enden manuell mit einem Handschweißgerät<sup>3</sup> auf den Grundplatten fixiert.

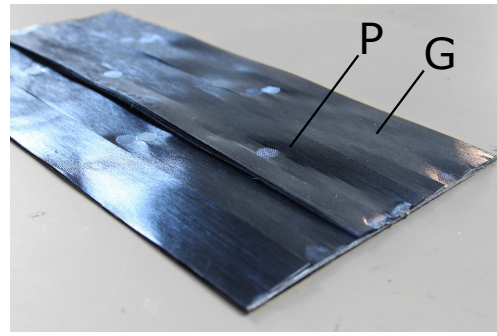
1 Rapid Efficient Layup; entwickelt durch die Fiberforge Corporation (CO,USA) und seit 2013 Bestandteil der Dieffenbacher GmbH

2 Schechtel SMT 150/BV

3 Eurosonic ESHS 800/35



(a) RELAY<sup>®</sup> 2000 Anlagentechnik

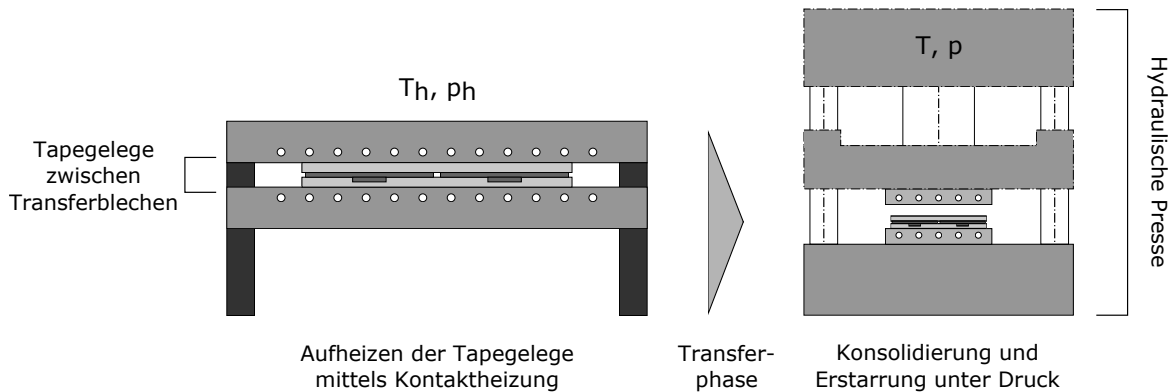


(b) Gelege eines G1P3 Versuchskörpers

**Abbildung 3.3:** Herstellung lokal gehefteter Gelege aus thermoplastischen UD-Tapes auf Basis des Thermoplast-Tapelegens

3.2.2 Prozessstufe 1 - Konsolidierung der Tapegelege

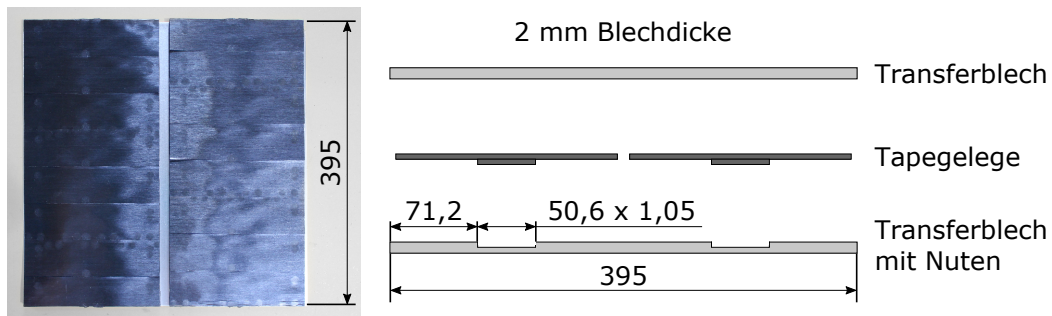
Die Prozessstufe 1 umfasst die Konsolidierung der lokal gehefteten Gelege zu monolithischen Laminaten. In Anlehnung an die in [16] beschriebenen Intervallpressen erfolgt die Konsolidierung im Rahmen dieser Arbeit mit dem am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie (ICT) entwickelten HTP-Prozess (Heizen-Transfer-Pressen). Bei diesem Verfahren wird das Gelege zunächst zwischen zwei Trägerblechen platziert und in einer Kontaktheizstation bei einer geringen Flächenpressung von unter 0,1 MPa auf Verarbeitungstemperatur erwärmt. Anschließend wird der Blech-Gelege-Stapel in eine hydraulische Presse transferiert und unter erhöhtem Druck bis zur Erstarrung abgekühlt. Der HTP-Prozess wird in den nachfolgenden Paragraphen mit Bezug zu den Versuchskörpern dieser Arbeit näher beschrieben. Zur Reduzierung der notwendigen Presszyklen werden jeweils zwei Gelege pro Zyklus konsolidiert.



**Abbildung 3.4:** HTP-Prozess zur Konsolidierung von lokal verstärkten Gelegen in Prozessstufe 1

Fertigungsmittel

Die Transferbleche für den Transport der Gelege zwischen Vorheizstation und Presse werden aus gewalzten Aluminiumblechen der naturharten Legierung EN AW-5754 (AlMg3) hergestellt. Ihre Kantenlänge beträgt 395 mm bei einer Wandstärke von 2 mm. Die Gelege befinden sich während des gesamten Zyklus der Prozessstufe 1 zwischen zwei dieser Aluminiumbleche. Abbildung 3.5 illustriert den Aufbau aus Transferblechen und Gelegen sowie die Abmessungen der Transferbleche. Wie aus dieser Darstellung ersichtlich ist, sind in das untere Transferblech zwei Nuten eingefräst. Diese erstrecken sich über die gesamte Länge des Transferblechs und dienen der Aufnahme der lokalen Verstärkungspatches.



**Abbildung 3.5:** Illustration der Anordnung von Aluminium-Transferblechen und Gelegen in PS1

Vor der Verwendung werden die Aluminiumbleche auf ihrer Innenseite gereinigt und mit Trennmittel<sup>1</sup> beschichtet. Diese Maßnahme minimiert den notwendigen Kraftbedarf für die Entformung der konsolidierten Lamine im Anschluss an den Pressprozess. Steigt der Kraftbedarf im Verlauf mehrerer Konsolidierungsvorgänge an wird die Beschichtung erneuert.

#### Heizen

Die Erwärmung der Gelege auf Verarbeitungstemperatur erfolgt in einer Kontaktvorheizstation<sup>2</sup>, bestehend aus einer oberen und unteren Heizplatte. Durch das Absenken der oberen Heizplatte ruht deren Eigengewicht auf dem eingelegten Blech-Gelege-Stapel. Zeitgleich zum Aufheizen der Gelege auf Verarbeitungstemperatur wird die Vorheizstation zur Vorwärmung der Transferbleche des nächsten Zyklus genutzt. Dieses Vorgehen vermeidet einen plötzlichen Temperaturabfall der Heizplatten, wie es für kalte Aluminiumbleche der Fall wäre, und trägt somit zu einer stabileren Prozessführung bei.

#### Transfer

Nach dem Öffnen der Vorheizstation wird der manuelle Transfer gestartet. Dieser endet mit dem Ablegen des Blech-Gelege-Stapels in der Werkzeugkavität und dem anschließenden Auslösen des Schließvorgangs der Presse. Die Transferzeit  $t_{\text{trans}}$  ist dabei festgelegt als Zeitraum zwischen der Aufnahme des Blech-Gelege-Stapels durch den Bediener und dem Einkoppeln der Parallelhaltung der hydraulischen Presse während des Schließvorgangs.

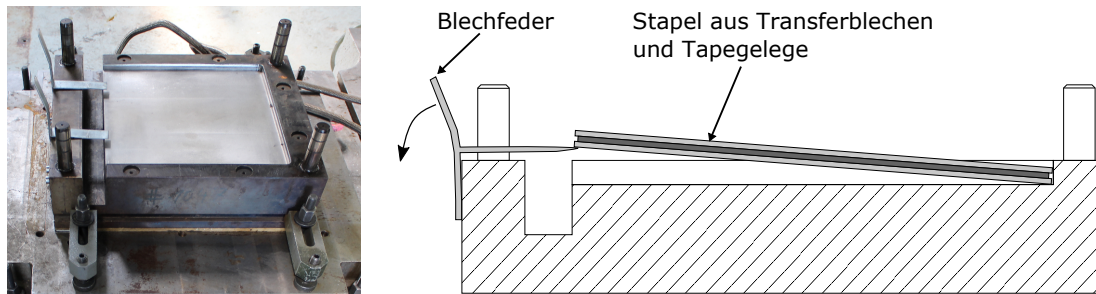
#### Pressen

Die Solidifikation der aufgeheizten Gelege erfolgt in einem ebenen Plattenwerkzeug aus Stahl, mit einer Kavität von  $400 \times 400 \text{ mm}^2$ . Die Kavität ist auf drei Seiten von einer Tauchkante begrenzt. Auf der offenen Seite befinden sich zwei Blechfedern, die zu Beginn des Schließvorgangs einen flächigen Kontakt des Blech-Gelege-Stapels mit der Werkzeugoberfläche unterbinden. Erst unmittelbar vor dessen beidseitigem Werkzeugkontakt am Ende des Schließhubs, verdrängt das Werkzeugoberteil die Blechfedern und der Blech-Gelege-Stapel kommt auf der unteren Werkzeugoberfläche zum Liegen. Dieser Vorgang reduziert eine inhomogene Abkühlung der Versuchskörper und ist in Abbildung 3.6 veranschaulicht. Die Temperierung des Werkzeugs erfolgt bis  $180^\circ\text{C}$  Vorlauftemperatur mit Wasser als Umlaufmedium. Für höhere Vorlauftemperaturen kommt ein baugleiches Werkzeug mit Öltemperierung zum Einsatz.

1 Loctite® Frekote® 770-NC der Firma Henkel

2 ELKOM® Mikutherm-Optimal 2111





**Abbildung 3.6:** Plattenwerkzeug mit dreiseitiger Tauchkante und integrierten Blechfedern zur Vermeidung der inhomogenen Abkühlung der Versuchskörper

Die für die Konsolidierung notwendige Flächenpressung wird durch eine parallellaufgeregelte, hydraulische Presse<sup>1</sup> aufgebaut und während des gesamten Presszyklus auf konstantem Niveau gehalten. Nach dem Ablauf der Kühlzeit wird der Blech-Gelege-Stapel entlastet und kann nach dem Öffnen der Presse entnommen werden. Es folgt die Entformung der Gelege aus den Transferblechen.

### 3.2.3 Prozessstufe 2 - Herstellung der Winkelprofile

Die Umformung konsolidierter Lamine (PS1-Versuchskörper) zu V-Winkelprofilen der Prozessstufe 2 stellt im vorliegenden Fall eine große fertigungstechnische Herausforderung dar. Die Schwierigkeit resultiert insbesondere aus der lokalen Wandstärkenvariation, der Vielfalt unterschiedlicher Lagenaufbauten, sowie den variierenden Gestaltabweichungen der PS1-Versuchskörper. Eine Umsetzung auf Basis des in Abschnitt 2.1.2 beschriebenen Vorgehens wird massiv erschwert. Die Gründe hierfür sind im nachfolgenden Paragraph beschrieben.

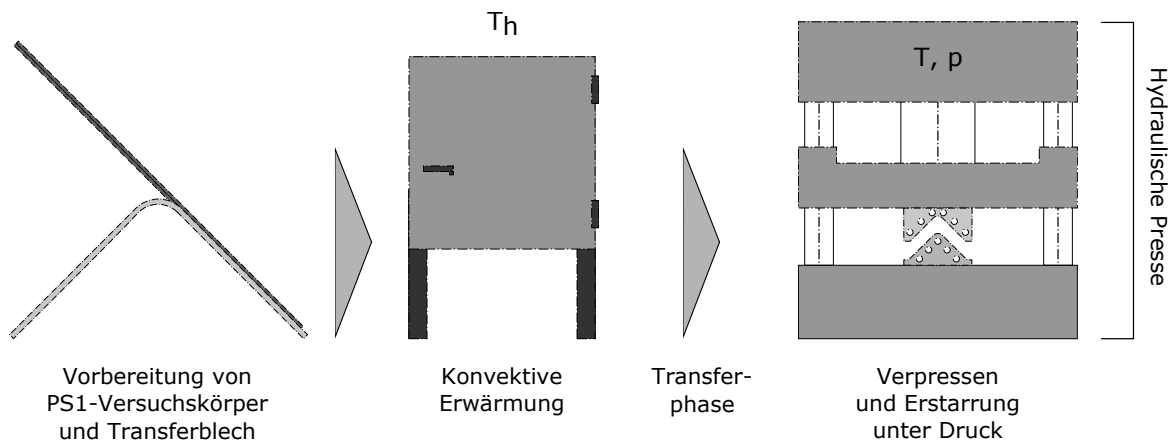
*Problemstellungen konventioneller Herstellungsrouten:* Die Erwärmung endlosfaserverstärkter Halbzeuge in Infrarot-Strahlerfeldern erfolgt durch die Absorption der infraroten Strahlung in der Randschicht des zu erwärmenden Halbzeugs [181]. Um dabei ein Überhitzen der Randschichten zu vermeiden, wird üblicherweise eine Leistungsregelung der Strahler implementiert. Messungen des Autors auf Basis eines leistungsgeregelten Systems mit mittelwelligen IR-Strahlern zeigten jedoch, dass eine homogene Erwärmung der PS1-Versuchskörper mit dem bestehenden System nicht möglich ist. Temperaturschwankungen von bis zu 30 °C wurden ermittelt. Eine derart inhomogene Temperaturverteilung in den Laminaten kann, auf Grund der prozesssensitiven Untersuchungen der Gestaltabweichungen, nicht akzeptiert werden.

Die Gestaltung von Transport- und Spannrahmen für den Transfer biegeschlaffer Halbzeuge erfolgt auf Grund der vielfältigen Anforderungen [22, 181] im Allgemeinen angepasst auf einen spezifischen Anwendungsfall. Dem entgegen steht die Vielfalt der untersuchten Lagenaufbauten in dieser Arbeit, in Verbindung mit den variierenden Gestaltabweichungen der Versuchskörper aus PS1. Auf Basis der gegebenen Randbedingungen wurde die Umsetzung eines solchen Transportrahmens im Umfeld einer manuellen Herstellung der PS2-Versuchskörper jedoch als ungeeignet bewertet.

Darüber hinaus wurden in Abschnitt 2.3.3 weitere Einflussgrößen der Prozessführung auf die Ausprägung der Gestaltabweichungen identifiziert. Unter anderem wurden interlaminare Abgleitvorgänge bei der Drapierung sowie Reibungseffekte zwischen der Werkzeugoberfläche und dem Verbundwerkstoff als zwei Faktoren benannt. Dem entgegen liegt der Fokus in dieser Arbeit auf der isolierten Betrachtung der Gestaltabweichungen in Abhängigkeit von Laminataufbau, Versuchskörpergeometrie und Prozessparametern.

<sup>1</sup> Dieffenbacher DYL630/500

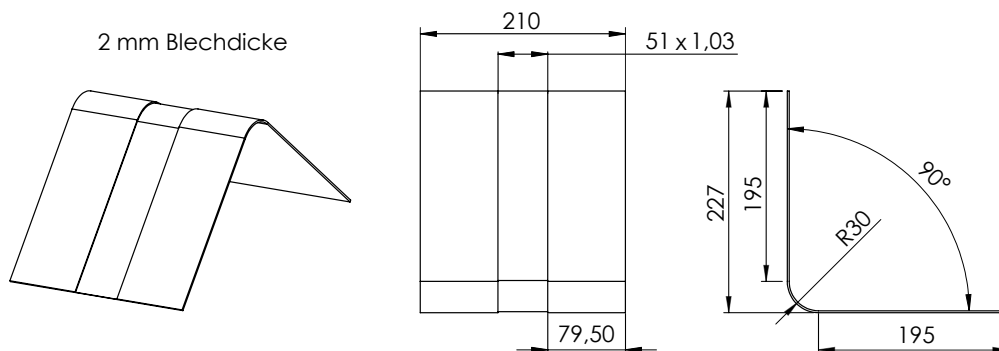
*Gewählte Prozessroute für PS2:* Der vorangehende Paragraph zeigte die besonderen Schwierigkeiten auf, die es im Hinblick auf die Umsetzung der Prozessstufe 2 zu lösen galt. Die genannten Aspekte aufgreifend, war es das Ziel der Prozessentwicklung einen Versuchsablauf zu entwickeln, der den Einfluss der genannten Störgrößen minimiert. Das Ergebnis dieser Bemühungen wird im nun folgenden Paragraphen für Prozessstufe 2 erläutert. Bei der Entwicklung dieses Vorgehens wurde besonderer Wert auf eine homogene Erwärmung des Halbzeugs, die Minimierung der Krafteinwirkung auf das erwärmte, biegeschlaife Laminat sowie eine Vermeidung inhomogener Abkühlvorgänge im Formwerkzeug gelegt. Darüber hinaus wurde eine Vergleichbarkeit mit den Abläufen der Prozessstufe 1 angestrebt. Der Prozessablauf ist in Abbildung 3.7 schematisch dargestellt. Auf Grund der Komplexität von PS2 wird nur ein Versuchskörper pro Presszyklus hergestellt.



**Abbildung 3.7:** Prozessablauf bei der Herstellung der V-Profile in Prozessstufe 2

#### Fertigungsmittel

Vergleichbar zu PS1 wird auch für PS2 ein Transferblech für den Transport der erwärmten Laminare zwischen den Teilprozessschritten eingesetzt<sup>1</sup>. Die Abmessungen sind in Abbildung 3.8 zusammengefasst. Die erhöhte Nutbreite von 51 mm beruht dabei auf der Vermessung von PS1-Versuchskörpern. Der Werkstoff des Transferblechs ist, wie für PS1, die naturharte Aluminiumlegierung EN AW-5754 (AlMg3) mit einer Wandstärke von 2,0 mm.



**Abbildung 3.8:** Illustration des Aluminium-Winkels für den Transfer der Laminare in PS2

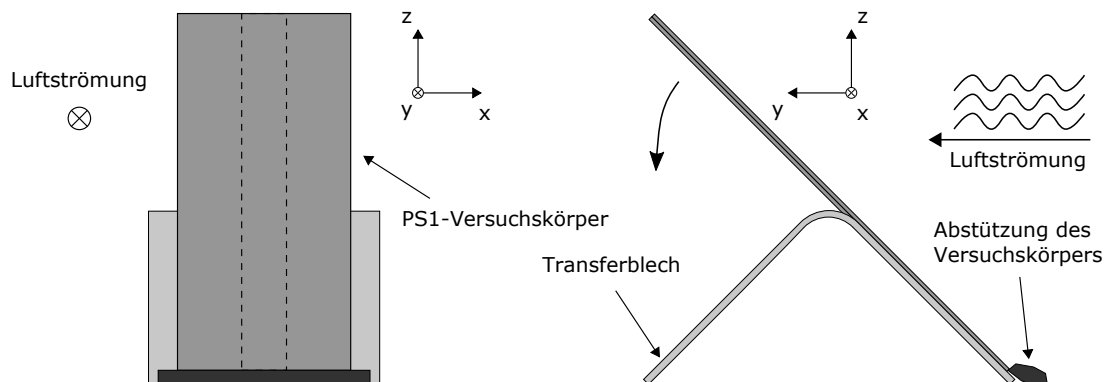
<sup>1</sup> Die Herstellung der Aluminium-Winkelbleche für PS2 erfolgte als Auftragsarbeit bei der CBV Blechbearbeitung GmbH in 07646 Laasdorf.

Analog zu PS1 werden die Bleche vor dem Beginn der Versuchskörperherstellung mit dem Trennmittel 770-NC beschichtet. Durch die gewählte Geometrie des V-Profiles entsteht bei der Abkühlung im Pressprozess ein Aufschwinden der Versuchskörper auf das Aluminiumblech. Zur Minimierung der Entformungskräfte wird aus diesem Grund ergänzend nach jedem Zyklus ein Heißauftrag des Trennmittels Frekote HMT-2 durchgeführt.

Bedingt durch den konsolidierten Zustand der Laminare ist es nicht möglich jeden Versuchskörper mit einer Thermoleitung zur Temperaturüberwachung zu bestücken. Wie in Abschnitt 4.1.2 gezeigt wird, ist ein reproduzierbares Erreichen der Kerntemperatur durch die gewählte Prozessführung jedoch gegeben.

### Heizen

Zur Erwärmung der PS1-Versuchskörper wird ein Hochtemperatur-Trockenofen mit einem Innenvolumen von 135 l verwendet<sup>1</sup>. Dieser Ofentyp arbeitet nach dem Prinzip der forcierten Umluft, wobei die Luftumwälzung in horizontaler Richtung erfolgt. Im Innenraum des Trockenofens werden Transferblech und Laminat auf einem Einschubblech positioniert. Die Ausrichtung ist so gewählt, dass die Anströmung senkrecht auf die Oberfläche des Versuchskörpers erfolgt. Dieser wird hierzu lediglich an das Transferblech angelehnt. Eine Stütze verhindert ein Wegrutschen des Versuchskörpers während des Aufheizvorgangs. Eine Übersicht des Versuchsaufbaus findet sich in Abbildung 3.9.



**Abbildung 3.9:** Illustration zur gravitationsinduzierten Umformung während der Heizphase von PS2

Die Umformung des Laminats erfolgt bei diesem Vorgehen nach dem Überschreiten der Erweichungstemperatur durch die Schwerkraft, unterstützt durch die anströmende Umluft. Diese gravitationsinduzierte Umformung ermöglicht ein Anschmiegen des Laminats an das Transferblech ohne ergänzende Krafteinwirkung und minimiert somit die interlaminaeren Abgleitvorgänge. Gleichzeitig trägt dieses Vorgehen maßgeblich dazu bei, dass Relativbewegungen zwischen Formwerkzeug und Versuchskörper im Presszyklus vermieden werden. Durch den Verzicht auf einen Transportrahmen ist das Verfahren zudem universell für alle betrachteten Lagenaufbauten einsetzbar und erfüllt damit die als kritisch identifizierten Randbedingungen für die Herstellung der PS2-Versuchskörper.

### Transfer

Mit dem Ende der festgelegten Heizzeit und dem Öffnen der Türe des Trockenofens startet die Transferzeit. Nach dem Transfer und der anschließenden Ablage von Transferblech und Versuchskörper auf dem Presswerkzeug, wird der Schließvorgang der hydraulischen Presse gestartet.

<sup>1</sup> Thermconcept KU 140/04/A

Um während des Schließvorgangs eine einseitige Wärmeabfuhr in das Presswerkzeug zu unterbinden, ist das Formunterteil mit acht gefederten Abstandshaltern mit je 3 mm Durchmesser ausgerüstet. Der so erzeugte Luftspalt von 1,5 mm wird erst durch den Kontakt des Versuchskörpers mit dem Formoberteil überdrückt. Wie für PS1 endet die Transferzeit mit dem Einkoppeln der Parallelhaltung der hydraulischen Presse.

### Pressen

Beide Formhälften des Presswerkzeugs sind aus der naturharten Aluminium Gusslegierung EN AW-5083 (AlMg4,5Mn0,7) gefertigt und mit einer Hartanodisierung versehen<sup>1</sup>. Die Temperierung des Werkzeugs erfolgt isotherm mit Öl als Umlaufmedium. Eine Explosionsansicht von Formwerkzeug, Transferblech und Versuchskörper ist in Abbildung 3.10 dargestellt. Durch die gravitationsinduzierte Drapierung des Versuchskörpers in der Heizphase ist keine weiterführende Umformung während des Pressvorgangs erforderlich.

Wie aus Abbildung 3.10 hervorgeht, war die Herstellung der Versuchskörper ursprünglich mit zwei Teilen pro Zyklus vorgesehen. Auf Grund der Komplexität der Abläufe musste diese Planung jedoch verworfen werden. Stattdessen wird die zweite Hälfte der Kavität dauerhaft mit einem Platzhalter bestückt<sup>2</sup>. Nach jedem Presszyklus wurde die Position des Platzhalters gewechselt, um eine einseitige Abnutzung des Presswerkzeugs auszuschließen. Die Herstellung der Versuchskörper erfolgt auf der hydraulischen Presse, die auch für Prozessstufe 1 genutzt wird.

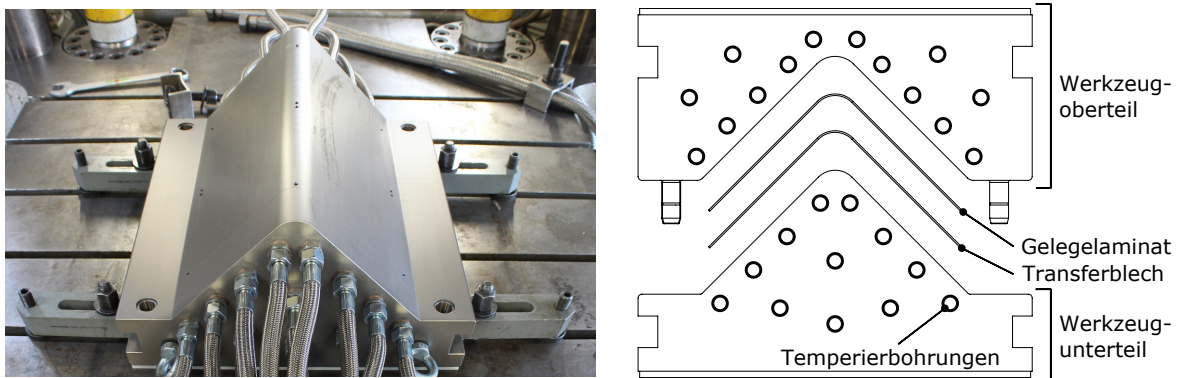


Abbildung 3.10: Explosionsansicht von Presswerkzeug, Transferblech und Versuchskörper in PS2

### 3.3 Experimentelle Analyse der Gestaltabweichungen

Zur Bewertung der Gestaltabweichungen ist es erforderlich, ein möglichst vollständiges und detailliertes Abbild der geometrischen Abweichungen von der Sollgeometrie zu erhalten. Dies erfordert den Einsatz von Messinstrumenten mit ausreichend hoher Auflösung sowie die Gestaltung von Messvorrichtungen, die das Risiko systematischer Messfehler minimieren. Die nachfolgenden Abschnitte erläutern in diesem Zusammenhang das gewählte Vorgehen.

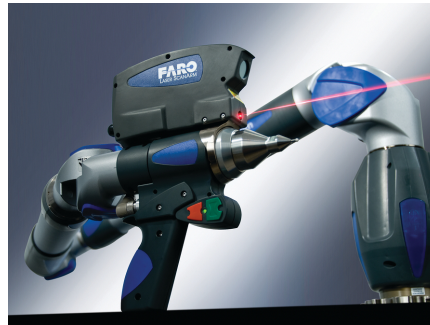
#### 3.3.1 Dreidimensionale Gestalterfassung mittels Laser-Lichtschnittverfahren

Obwohl sich die betrachteten endlosfaserverstärkten Halbzeuge durch einen hohen massenspezifischen Elastizitätsmodul auszeichnen, sind dünnwandige Strukturen stets anfällig für Verformungen. Dieser Tatsache Rechnung tragend, erfolgt die Erfassung der Versuchskörpergeometrie im Rahmen

<sup>1</sup> Die Herstellung des Presswerkzeugs erfolgte als Auftragsarbeit bei der PELZ Technik GmbH in 74078 Heilbronn.

<sup>2</sup> Als Platzhalter fungieren dabei ein Transferblech ohne Nut sowie eine Versuchskörpergrundplatte ohne Patch.

dieser Arbeit mittels berührungslosem Messsystem. Die Basis bildet ein 7-achsiges, handgeführtes Gelenkarm-Koordinatenmessgerät<sup>1</sup>, wie es in Abbildung 3.11 exemplarisch dargestellt ist.



**Abbildung 3.11:** Gelenkarm-Koordinatenmessgerät mit integriertem Laser-Lichtschnittsensor [182]

Am letzten Gelenkarmglied ist ein Tastkopf montiert, der das Antasten von Punkten mit einer Einzelpunkt-Wiederholgenauigkeit von 0,03 mm ermöglicht. Zur berührungslosen Messung ist der Tastkopf mit einem Laser-Lichtschnittsensor ausgestattet. Derartige Systeme arbeiten nach dem Prinzip der aktiven Triangulation, bei dem der Lichtstrahl der Laserquelle auf die Oberfläche des zu vermessenden Objekts fokussiert wird. Auf einem Sensor, der in einem definierten Winkel zur Quelle angeordnet ist, wird der diffuse Anteil der reflektierten Profillinie der Laserlinie detektiert. Über einen ergänzenden Positionsdetektor ist es möglich die Entfernung jedes Punktes der Laserlinie auf dem Objekt zum Sensor zu berechnen [183, 184]. Neben dem Vorteil der berührungslosen Messung, zeichnet sich das gewählte Verfahren durch eine ganzheitliche Erfassung der Geometriedaten bei zugleich hoher Informationsdichte aus<sup>2</sup>. Eine vergleichbare Informationsdichte ist mit taktilen Systemen nicht denkbar.

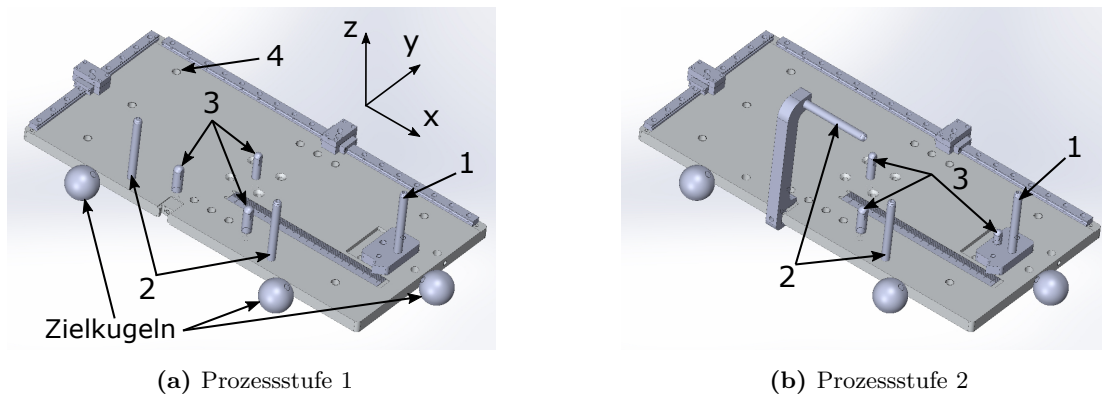
### 3.3.2 Gestaltung der Vorrichtung zur Versuchskörpervermessung

Zur Bewertung der Gestaltabweichungen der Versuchskörper ist es von entscheidender Bedeutung, dass eine Änderung der Geometrie durch Krafteinwirkung während der Gestalterfassung vermieden wird. Auf Grund der eingangs erwähnten Nachgiebigkeit dünnwandiger Strukturen ist jedoch damit zu rechnen, dass selbst geringe Kräfte ausreichend sein können, um systematische Messfehler zu erzeugen. Zu diesen Kräften zählen beispielsweise die Gravitationskraft, wie auch Spannkraften zur Fixierung einer Zwangslage. Gleichzeitig ist für die reproduzierbare Vermessung der Versuchskörper eine eindeutige und sichere Positionierung erforderlich.

Unter Berücksichtigung der genannten Anforderungen wurde eine Vorrichtung zur Bauteilaufnahme konstruiert, die das 3-2-1 Prinzip zu Grunde liegt. Diese Methode des Toleranzmanagements ermöglicht die statisch bestimmte Ausrichtung eines dreidimensionalen, starren Körpers. Die beiden Konfigurationen der Vorrichtung für Prozessstufe 1 und 2 sind in Abbildung 3.12 dargestellt. Die entsprechenden Bezugspunkte für die primäre, sekundäre sowie tertiäre Referenzebene sind durch entsprechende Nummern gekennzeichnet. Wie Praun in seiner wissenschaftlichen Arbeit festhält, ist für nachgiebige Bauteile die alleinige Positionierung nach dem 3-2-1 Prinzip jedoch nicht immer ausreichend [185]. In derartigen Fällen sind zusätzliche Stützpunkte erforderlich. Diesem Sachverhalt wird im hier vorgestellten Fall Rechnung getragen, indem für PS1 in den äußersten Ecken M10 Feingewindeschrauben mit sphärischer Spitze positioniert werden. Diese sind in Abbildung 3.12 exemplarisch durch Nummer 4 gekennzeichnet.

<sup>1</sup> FaroArm® Platinum

<sup>2</sup> Der minimale Punktabstand bei 35 mm Laserlinienbreite entspricht 0,046 mm.



**Abbildung 3.12:** Vorrichtung zur Aufnahme der Versuchskörper während der Gestalterfassung; die Gestaltung entspricht dem erweiterten 3-2-1 Prinzip zur statisch bestimmten Ausrichtung dreidimensionaler, starrer Körper

Im Hinblick auf eine Minimierung der Kräfte, die während des Scanvorgangs auf den Versuchskörper einwirken, wird die Vorrichtung auf einem 3-Wege-Neiger<sup>1</sup> montiert und um je 30° um die x- und y-Achse rotiert. Diese Maßnahme vermindert den senkrecht zur Bauteilebene wirkenden Anteil der Gravitation, wodurch die Gefahr einer Gestaltänderung durch das Eigengewicht der Versuchskörper reduziert wird. Darüber hinaus bewirkt die doppelte Verkippung im Raum eine Selbstzentrierung der Versuchskörper in der Vorrichtung, wodurch keine Klemmung zur Fixierung der Versuchskörper erforderlich ist.

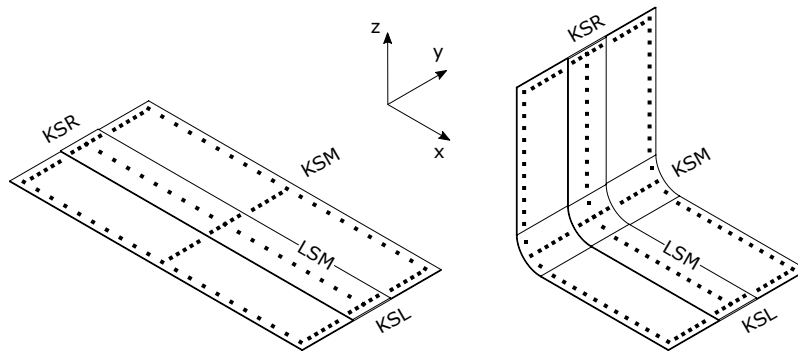
Ergänzt wird die Vorrichtung durch die in Abbildung 3.12 gekennzeichneten Zielkugeln, die für die automatisierte Ausrichtung der Scandaten zur CAD-Sollgeometrie und den anschließenden Soll-Ist-Vergleich notwendig sind. Diese Weiterverarbeitung der Scandaten wird im Verlauf des nachfolgenden Abschnitts erläutert.

### 3.3.3 Aufbereitung der Scanrohdaten und extrahieren von Prüfpunkten

Nach Abschluss des Scanvorgangs liegen die Geometrierohdaten der Versuchskörper als dreidimensionale Punktwolken vor. Die Weiterverarbeitung der Punktwolken erfolgt mit dem kommerziellen Softwaretool Geomagic<sup>®</sup> Control der Firma 3D Systems. In diesem Programm werden die ungeordneten Punkte der Geometrierohdaten zunächst bereinigt und geordnet, um Artefakte in den Messdaten zu entfernen. Anschließend folgt eine makrobasierte, automatisierte Ausrichtung der Scandaten zur CAD-Sollgeometrie [186]. Die zueinander ausgerichteten Datensätze werden für einen globalen 3D-Vergleich der Daten genutzt, der für den übergeordneten, visuellen Vergleich der Gestaltabweichungen verwendet wird. Aus diesem 3D-Vergleich werden zur weiterführenden Detailbewertung vier Prüfpunktereihen extrahiert, die jeweils die senkrechte Koordinate des gescannten Versuchskörpers gegenüber der Sollgeometrie beinhalten<sup>2</sup>. Abbildung 3.13 illustriert die Position der Prüfpunktereihen und führt deren im weiteren Verlauf genutzte Bezeichnungen ein. LSM ist parallel zur langen Bauteilkante angeordnet und beinhaltet 21 (PS1) bzw. 24 (PS2) äquidistante Prüfpunkte. Parallel zur kurzen Bauteilkante werden weitere drei Reihen KSL, KSM und KSR mit je 17 (PS1 und PS2) äquidistanten Prüfpunkten definiert. Der Randabstand der Prüfpunktereihen wird mit 3,5 mm zur Kante der CAD-Geometrie festgelegt. Für einige Gelegevarianten, die besonders starke Geometrieänderungen aufweisen, beispielsweise G2P5 und G2P6, ist für diesen Randabstand jedoch nicht sichergestellt, dass alle Prüfpunkte für KSL und KSR extrahiert werden

<sup>1</sup> Manfrotto MA229

<sup>2</sup> PS1: z-Koordinate; PS2: x- sowie z-Koordinate



**Abbildung 3.13:** Definition der Bauteilränder sowie der zugehörigen Prüfpunktzeilen auf der CAD-Sollgeometrie  
 KSL / KSM / KSR: Kurze Seite Links/Mitte/Rechts  
 LSM: Lange Seite Mitte

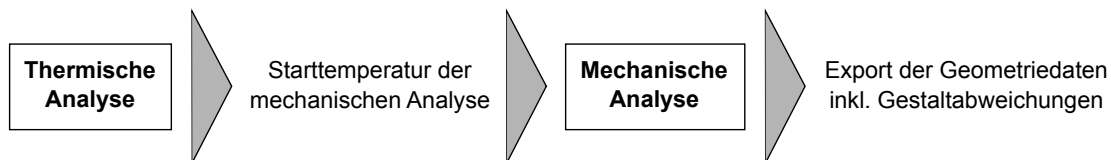
können. In diesen Einzelfällen wird die betroffene Prüfpunktzeile parallel verschoben, bis ein Datenexport des Abstands von Prüfpunkten und Oberfläche der CAD-Geometrie möglich ist.

### 3.4 Modellbildung zur Vorhersage der Gestaltabweichungen in der Simulation

In den vorangehenden Abschnitten wurden ausführlich die experimentellen Grundlagen für die Fertigung und Bewertung der Versuchskörper erläutert. Diese Untersuchungen werden im Rahmen dieser Arbeit durch ein Simulationsmodell zur virtuellen Darstellung des Fertigungsprozesses und zur Vorhersage der resultierenden Gestaltabweichungen ergänzt. Zielsetzung ist die Erarbeitung eines vereinfachten Simulationsmodells, welches eine initiale Bewertung der Gestaltabweichungen auf Basis einer reduzierten Anzahl an Eingabeparametern ermöglicht. Im Fokus stehen dabei dünnwandige, lokal verstärkte Gelegelaminat mit thermoplastischer Matrix. Die hierzu gewählten Annahmen werden im weiteren Verlauf dieses Abschnitts erläutert. Die Modellbildung erfolgt in der Software ABAQUS des Softwareherstellers Dassault Systèmes und unterteilt sich in zwei Teilschritte:

1. Thermische Analyse zur Simulation des Abkühlverhaltens
2. Mechanische Analyse zur Vorhersage der Gestaltabweichungen

Das übergeordnete Ablaufschema der Simulationen ist in Abbildung 3.14 zusammengefasst. Sowohl die individuellen Zielsetzungen als auch die grundsätzlichen Unterschiede der Modellbildung sind Bestandteil der folgenden Abschnitte 3.4.1 und 3.4.2. Die Spezifizierung der variierten Prozessgrößen und der Versuchskörpermodellierung folgt in Abschnitt 4.4 im Rahmen der Vorstellung der Simulationsergebnisse.



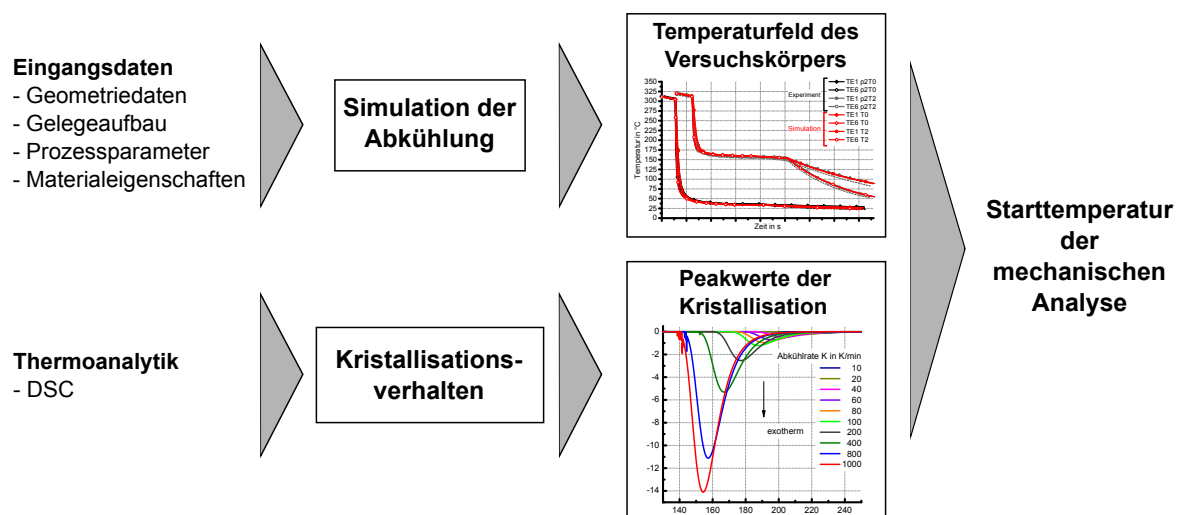
**Abbildung 3.14:** Übergeordnetes Ablaufschema des Simulationsmodells zur Vorhersage des Abkühlverhaltens und der Gestaltabweichungen der Versuchskörper

Auf Basis der Annahme, dass die Entstehung von Spannungen keinen Wärmefluss innerhalb des Materials induziert, ist eine sequentielle Betrachtung dieser beiden Teilschritte zulässig. Das Laminat wird dabei als Stapel von transversal-isotropen UD-Einzelschichten betrachtet,

deren Verbindung in der Grenzfläche als ideal angenommen wird. Hierdurch ist es möglich, benachbarte Schichten gleicher Faserorientierung zusammenzufassen und damit die Elementanzahl des Modells sowie die Rechenzeit zu reduzieren. Faserfehlorientierungen, wie sie unter anderem aus der Umformung des Winkels in PS2 resultieren können, finden keine Beachtung. Des Weiteren wurde in Abschnitt 2.3 die Bedeutung der Materialeigenschaften in Laminatdickenrichtung im Hinblick auf die Ausprägung der Gestaltabweichungen herausgearbeitet. Obwohl für die Versuchskörper dieser Arbeit nach Wiersma et al. [94] ein geringer Einfluss der mechanischen Eigenschaften in Dickenrichtung zu erwarten ist, wird die Modellierung der Versuchskörper mit Volumenelementen umgesetzt. Eine Übertragung der zu erarbeitenden Methodik auf dickwandige Lamine wird hierdurch zu einem späteren Zeitpunkt vereinfacht.

### 3.4.1 Modellierung der thermischen Analyse

Ziel der thermischen Analyse ist es, die Starttemperatur der mechanischen Analyse auf Basis einer virtuellen Bewertung der Temperaturhistorie im Herstellungsprozess abzuleiten. Zu diesem Zweck ist es erforderlich, den realen Abkühlvorgang der Versuchskörper in der Simulation vorhersagen zu können. Eine Berücksichtigung des Aufheizvorgangs ist hierfür nicht erforderlich und wird folglich vernachlässigt. Der grundsätzliche Ablauf der thermischen Analyse ist für Prozessstufe 1 und 2 identisch und wird in Abbildung 3.15 zusammengefasst.



**Abbildung 3.15:** Ablaufschema der thermischen Analyse zur Definition der Starttemperatur der mechanischen Analyse

Aus dieser Darstellung wird ersichtlich, dass die Simulation der Temperaturhistorie nicht isoliert zu betrachten ist. Sie wird ergänzt durch die thermoanalytische Werkstoffanalyse in Abschnitt 4.2.1, die eine experimentelle sowie analytische Beschreibung des Kristallisationsverhaltens des Laminatwerkstoffs umfasst. Durch das in Bezug setzen der jeweiligen Ergebnisse zueinander wird derjenige Zeitpunkt ermittelt, für den mit einer ersten Ausprägung von thermischen Spannungen, respektive Gestaltabweichungen, zu rechnen ist. Die Temperatur des Versuchskörpers zu diesem Zeitpunkt wird als Starttemperatur der mechanischen Analyse festgelegt. Eine Spezifizierung des Vorgehens zur Definition dieser Starttemperatur ist Bestandteil von Abschnitt 4.4.1.

Die Abkühlsimulation unterteilt sich in Anlehnung an Abschnitt 3.2 in die Phasen Transfer, Pressen, Entformung und Abkühlung des Versuchskörpers an Luft. Zu Beginn dieser Abfolge wird vereinfacht von einer homogenen Temperaturverteilung innerhalb des Versuchskörpers und der Aluminium-Transferbleche ausgegangen. Für die Temperaturverteilung innerhalb der Press-



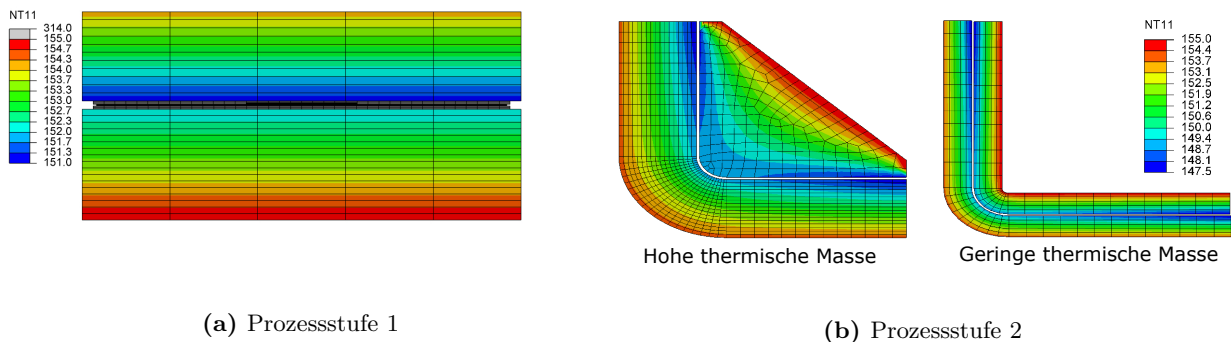
werkzeuge wird ein abweichendes Vorgehen gewählt, welches nachfolgend im Absatz „Pressen“ erläutert wird. Die Transferbleche und Presswerkzeuge werden als Volumenkörper definiert, deren Werkstoffeigenschaften in beiden Prozessstufen als homogen und isotrop definiert werden. Unter diesen Randbedingungen ergibt sich ein Problem instationärer Wärmeübertragung mit einer Überlagerung von Konvektion, Konduktion und Strahlung.

### Transfer

Während des Transfers eines Blech-Gelege-Stapels in das Presswerkzeug erfolgt eine Abkühlung durch Konvektion und Wärmestrahlung. Zur Modellierung der konvektiven Abkühlung wird bewegte Luft konstanter Temperatur als Umgebungsmedium angenommen. Wärmestrahlung wird gemäß dem Stefan-Boltzmann-Gesetz berücksichtigt.

### Pressen

Zur Simulation der Abkühlung des Versuchskörpers im Presszyklus werden dem Modell zunächst die Instanzen des Presswerkzeugs hinzugefügt. Die Werkzeughälften erhalten in diesem Zuge adiabate Randbedingungen an den seitlichen Begrenzungsflächen. Entgegen dem Blech-Gelege-Stapel, wird für die Werkzeughälften zu Beginn des Pressvorgangs jedoch eine inhomogene Temperaturverteilung implementiert. Die Grundlage für die Modellierung dieser Temperaturverteilung bilden die Einstellwerte der Temperiergeräte  $T_{\text{Vorlauf}}$ , die Position der Temperierbohrungen des Werkzeugs sowie die real gemessenen Temperaturen auf den Kavitätsoberflächen. Abbildung 3.16 illustriert die Querschnitte der Werkzeuge zusammen mit exemplarischen Temperaturverläufen, die als Startzustand für die Simulation des Pressvorgangs errechnet wurden.



**Abbildung 3.16:** Berechneter Temperaturverlauf der Presswerkzeuge auf Basis der Vorlauftemperatur  $T_{\text{Vorlauf}}$  und Werkzeugoberflächentemperatur  $T_{\text{wzg}}$

Die der Kavität abgewandten Systemgrenzen der Werkzeughälften entsprechen den Mittelebenen der jeweiligen Temperierbohrungen. Letzere werden als Senken mit konstanter Temperatur  $T_{\text{Vorlauf}}$  definiert. Der Temperaturverlauf zwischen Systemgrenze und Kavitätsoberfläche ist in Prozessstufe 1 linear interpoliert. Für Prozessstufe 2 erfolgt die Definition des Temperaturverlaufs im Werkzeug als separate Berechnung des Gleichgewichtszustands, die der Abkühlsimulation vorgeschaltet ist. Das Ergebnis dieser Berechnung wird anschließend als Temperaturfeld in die Abkühlsimulation der Prozessstufe 2 eingebunden. Die Simulation des Abkühlvorgangs während des Presszyklus wird letztlich durch einen thermischen Kontakt (Konduktion) zwischen Gelegelaminat, Transferblechen und dem Presswerkzeug umgesetzt.

### Entformung und Abkühlung des Versuchskörpers an Luft

Im Anschluss an den Presszyklus wird das Presswerkzeug aus dem Modell entfernt. Die daran anschließende Simulation der Abkühlung des Blech-Gelege-Stapels an Luft berücksichtigt, wie auch der Transfer, sowohl Konvektion als auch Wärmestrahlung. Dieser Zwischenschritt repräsentiert den

Entnahmevorgang aus dem Presswerkzeug sowie die anschließende Entformung der Versuchskörper. Im letzten Schritt der Abkühlsimulation werden die Transferbleche aus dem Modell entfernt und es folgt die Abkühlung des Versuchskörpers auf Umgebungstemperatur. Die Randbedingungen gestalten sich analog zur Abkühlung mit Transferblechen.

### 3.4.2 Modellierung der mechanischen Analyse

Die mechanische Analyse schließt sich an die thermische Analyse an. Sie berechnet die Gestaltabweichungen der Versuchskörper auf Basis der thermischen Dehnungen, die sich im Verlauf der Abkühlung ausprägen. Diese Berechnung erfolgt lediglich anhand der Instanz des Versuchskörpers. Auf eine Modellierung des Pressvorgangs wird indes verzichtet, um der eingangs genannten Zielsetzung eines vereinfachten Simulationsmodells Rechnung zu tragen. Mögliche Einflüsse der Flächenpressung und durch die Interaktion des Versuchskörpers mit den Transferblechen werden durch dieses Vorgehen nicht abgebildet. Weiterführende Hintergründe und Erläuterungen zur Verifizierung dieses Vorgehens folgen in den Abschnitten 4.1.3 und 4.4. Das Werkstoffverhalten der Versuchskörper wird dabei linear-elastisch definiert. Auf Grund dieser Randbedingung ergibt sich eine pfadunabhängige Lösung für die zu berechnenden Gestaltabweichungen, wodurch die Abkühlung innerhalb der mechanischen Analyse als linearer Temperaturschritt definiert werden kann. Um die Entwicklung der Gestaltabweichungen und der thermischen Spannungen während der Abkühlung bewerten zu können, werden die Materialeigenschaften als Funktion der Temperatur festgelegt.

# KAPITEL 4

---

## Versuchsdurchführung und -ergebnisse

---

In vorangehenden Kapitel 3 wurden zunächst die Versuchskörper und Ihre Herstellung detailliert beschrieben. Daran anschließend folgten Erläuterungen zum methodische Vorgehen bei der Ermittlung dreidimensionaler Scandaten sowie der Modellierung der thermischen und mechanischen Analyse in der Simulation. Im nun folgenden Kapitel 4 werden diese grundlegenden Ausführungen im Hinblick auf die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen und Simulationen erweitert. In Abschnitt 4.1 werden zunächst die Prozessparameter für die allgemeine Verarbeitung der Gelehalbzeuge spezifiziert. Ergänzend wird ein zweistufiger, statistischer Versuchsplan für Versuchskörpervariante G1P3 vorgestellt, der eine Variation der Prozessgrößen Pressdruck  $p$  sowie Werkzeugtemperatur  $T$  vorsieht. Zur Verifizierung der gewählten Prozessparameter und Herstellungsrouten erfolgt in Abschnitt 4.1.2 eine Analyse des Wärmehaushalts der Versuchskörper über die Prozessstufen 1 und 2 hinweg. Die Beobachtungen aus dem Verlauf der Versuchskörperherstellung finden dabei in Abschnitt 4.1.3 Eingang in einer Zusammenstellung von prozessinduzierten Einfluss- und Störgrößen. Die Untersuchungen zum Wärmehaushalt der Versuchskörper schaffen darüber hinaus die Bewertungsgrundlage für die anschließende mechanische und thermonalytische Charakterisierung des eingesetzten Werkstoffs in Abschnitt 4.2. Ein weiterer Kernaspekt dieses Kapitels ist die umfangreiche Präsentation der Ergebnisse zur Analyse der Gestaltabweichungen auf Basis dreidimensionaler Scandaten, Abschnitt 4.3, sowie des erstellten Simulationsmodells, Abschnitt 4.4.

### 4.1 Untersuchungen zur zweistufigen Herstellung der Versuchskörper

Die Wahl der Prozessparameter spielt eine zentrale Rolle bei der Verarbeitung eines Kunststoffes und bestimmt maßgeblich dessen Morphologie und Eigenschaftsprofil im finalen Produkt [30, 187]. Dieser Sachverhalt wurde für PPS in Abschnitt 2.2 umfassend erläutert. Auf Grund der vielfältigen Zusammenhänge, ist auch von einer Interaktion zwischen Prozessparametern und den Gestaltabweichungen der Versuchskörper auszugehen. Jüngere Untersuchungen verschiedener Autoren bestätigen diese Annahme für endlofaserverstärktes PPS, fokussieren jedoch glas- sowie kohlenstofffaserverstärkte Gewebelhalbzeuge [43, 46–48]. Gemäß dem Wissensstand des Autors existiert keine vergleichbare Untersuchung im Hinblick auf die hier betrachteten Gelelaminat aus CF/PPS UD-Tapes. Diesem Sachverhalt Rechnung tragend wird im weiteren Verlauf von Abschnitt 4.1.1 ein zweistufiger, statistischer Versuchsplan vorgestellt, der eine Prozessparametervariation für die Versuchskörpervariante G1P3 beinhaltet.

#### 4.1.1 Definition der Prozessparameter und Einführung des statistischen Versuchsplans

Für die Verarbeitung thermoplastischer Gelegelamine existiert eine Vielzahl verschiedener Prozessgrößen, die auf einen definierten Wert justiert werden können. Eine Variation all dieser Parameter ist auf Grund ihrer Anzahl und zu erwartender Wechselwirkungen im Rahmen dieser Arbeit nicht vorgesehen. Stattdessen wird im Folgenden erläutert welche Prozessgrößen als feste Werte definiert und welche innerhalb eines statistischen Versuchsplans variiert werden. Die Prozessparameter sind in Tabelle 4.1 zusammengefasst.

**Tabelle 4.1:** Definition der Prozessparameter der Prozessstufen 1 und 2

Prozessparameter (fix)		Prozessstufe 1	Prozessstufe 2	
Verarbeitungstemperatur $T_V$		305	340	°C
Heizzeit $t_{\text{heiz}}$		65	330	s
Transferzeit $t_{\text{trans}}$		7	16,5	s
Schließgeschwindigkeit $v_{\text{press}}$		5	5	mm/s
Presszeit $t_{\text{press}}$		60	60	s
Prozessparameter (variabel)				
Pressdruck $p$ (äquiv. F)	p1	1 (150)	1 (210)	MPa (kN)
	p2	3 (450)	3 (630)	
	p3	5 (750)	5 (1050)	
Werkzeugtemperatur $T$	T0	25	25	°C
	T1	100	100	
	T2	150	150	
	T3	200	200	

#### Prozessparameter ohne Variation

Beginnend mit der Erwärmung der Versuchskörper werden auf Basis von Herstellerangaben und Erfahrungswerten des Autors die Vorheiztemperaturen  $T_{V,PS1} = 305\text{ °C}$  und  $T_{V,PS2} = 340\text{ °C}$  gewählt. Diese Vorheiztemperaturen sind im Einklang mit der in Abschnitt 2.2.1 genannten Literatur und so gewählt, dass für den Zeitpunkt des Druckaufbaus in der Presse eine vergleichbare Umformtemperatur  $T_U$  erzielt wird. Darüber hinaus wird die Anforderung erfüllt, dass  $T_U$  oberhalb der Kristallisationstemperatur der Matrix liegt, um eine Rekonsolidierung des Laminats im Presszyklus zu ermöglichen [24]. Die zur Erreichung von  $T_V$  erforderlichen Heizzeiten betragen  $t_{\text{heiz},PS1} = 65\text{ s}$  und  $t_{\text{heiz},PS2} = 330\text{ s}$ . Für den im Anschluss an die Erwärmung folgenden Transfer der erwärmten Lamine in die Presse sind im Mittel  $t_{\text{trans},PS1} = 7\text{ s}$  und  $t_{\text{trans},PS2} = 16,5\text{ s}$  erforderlich. Die Schließkraft der hydraulischen Presse wird mit  $v_{\text{press}} = 5\text{ mm/s}$  aufgeprägt und über die gesamte Haltezeit von  $t_{\text{press}} = 60\text{ s}$  aufrecht gehalten.

#### Variation der Prozessparameter Pressdruck und Werkzeugtemperatur

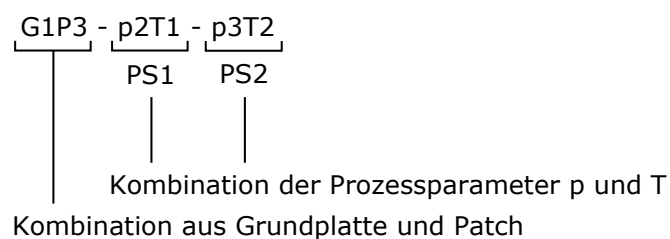
Die verbleibenden Prozessgrößen Pressdruck  $p$  und Werkzeugtemperatur  $T$  sind für die sich einstellende Kristallisation der thermoplastischen Matrix sowie für die Konsolidierungsgüte eines Laminats wichtige Stellgrößen. In der Konsequenz wird auch eine Beeinflussung der Gestaltabweichungen durch diese Prozessgrößen erwartet. Zum Nachweis dieser Annahme, werden dem

Pressdruck als auch der Werkzeugtemperatur drei Faktorstufen zugewiesen (siehe Tabelle 4.1). Die Variation der Prozessgrößen  $p$  und  $T$  erfolgt exemplarisch für die Versuchskörpervariante G1P3. Alle weiteren Varianten werden mit den Prozessparametern p2T2 hergestellt.

Bei der Wahl geeigneter Presskraftniveaus wurde das minimale Kraftniveau der eingesetzten hydraulischen Presse veranlagt. Von diesem Kraftniveau ausgehend, und in Kombination mit der Belegfläche des genutzten Presswerkzeugs, ergibt sich als untere Faktorstufe für den Pressdruck eine Flächenpressung von  $p1 = 1$  MPa. Dieser Wert bildet, auch im Hinblick auf die Arbeiten anderer Autoren, eine sinnvolle untere Schranke. Die Kraftniveaus der beiden weiteren Faktorstufen betragen  $p2 = 3$  MPa sowie  $p3 = 5$  MPa.

Die Wahl der Werkzeugtemperatur bestimmt maßgeblich die Abkühlrate der Versuchskörper während des Pressvorgangs. Wie sich eine solche Variation der Kühlrate auf die Morphologie und die mechanischen Eigenschaften von PPS auswirkt wurde in Abschnitt 2.2.2 erläutert. In Abschnitt 4.2.1 folgt der experimentelle Nachweis mit Bezug zu dieser Arbeit. Die Werkzeugtemperatur  $T1$  entspricht dabei einer Prozessführung, die einen deutlich reduzierten Kristallisationsgrad des PPS erzwingt.  $T2$  repräsentiert die allgemeinen Verarbeitungsempfehlungen des Herstellers und für  $T3$  ist ein Maß der Kristallisation zu erwarten, welches keine Nachkristallisation in einem nachgeschalteten Tempervorgang erwarten lässt. Punktuell werden die Arbeiten durch  $T0 = 25$  °C ergänzt. Durch das erzwungene Abschrecken des Materials auf diese Temperatur unterhalb der Glasübergangstemperatur, ist ein weitestgehend amorpher Zustand des PPS im Laminat zu erwarten. Die Motivation dieser Untersuchung ist, den Zeitpunkt des Kristallisationsstarts während der Abkühlung zu ermitteln und das Werkstoff- und Verzugsverhalten unabhängig von kristallinen Anteilen beurteilen zu können.

Innerhalb von Prozessstufe 1 erfolgt die Variation der Faktoren  $p$  und  $T$  als vollfaktorieller Versuchsplan mit je drei Stufen. Für jede der resultierenden neun Faktorkombinationen stehen fünf Versuchskörper für die Untersuchung der Gestaltabweichungen zur Verfügung. Auf Grund der Tatsache, dass die Verarbeitung der Versuchskörper in PS1 und PS2 nicht unabhängig voneinander betrachtet werden kann, müssen sämtliche Faktorkombinationen aus PS1 als Verarbeitungshistorie in PS2 berücksichtigt werden. Für den Versuchsplan von Prozessstufe 2 werden somit die Prozessstufen PS1 und PS2 selbst als Faktoren mit jeweils neun Stufen definiert. Jede dieser Faktorstufen in PS2 entspricht einer der Faktorkombinationen aus dem vollfaktoriellen Versuchsplan von PS1. Ein weiterer vollfaktorieller Versuchsplan für PS2 würde somit in  $9^2 = 81$  Faktorkombinationen münden<sup>1</sup>. Zur Reduzierung dieser Vielfalt wird stattdessen ein linearer, D-Optimaler Versuchsplan mit vier Mittelpunkts-Wiederholungen umgesetzt. Eine detaillierte Auflistung der Einzelversuche findet sich im Anhang B.1. Zur eindeutigen Identifizierung der Versuchskörper sind diese mit der nachfolgenden Nomenklatur benannt:



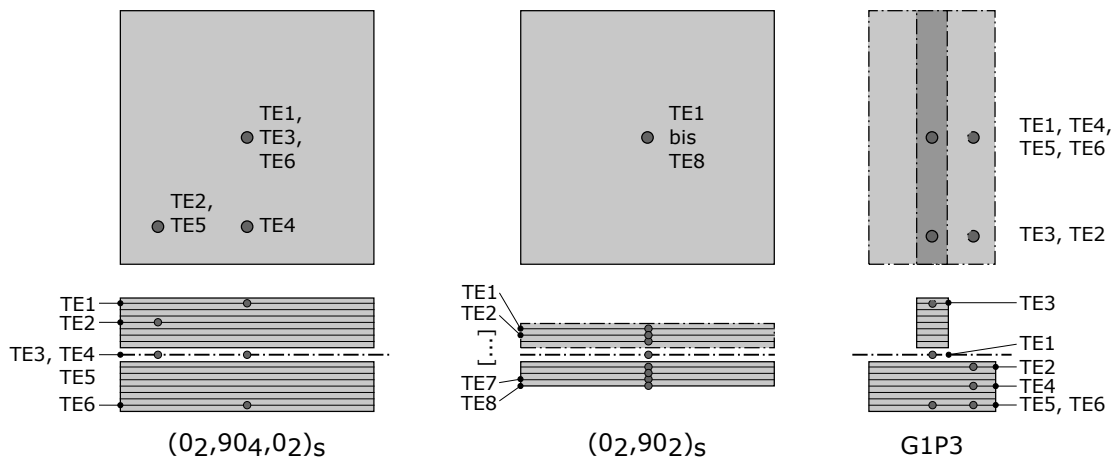
<sup>1</sup> p1T1-p1T1, p1T1-p1T2, etc.

#### 4.1.2 Analyse des Wärmehaushalts bei der Verarbeitung

Die Temperaturführung ist ein wichtiger Bestandteil der Verarbeitung thermoplastischer Halbzeuge und erfordert besonderes Augenmerk. Demzufolge wird in den nachfolgenden Abschnitten analysiert, welche Temperaturverläufe sich bei der Verarbeitung der Versuchskörper in deren Inneren ausbilden. Diese Untersuchungen dienen zum einen der Absicherung der Experimente im Hinblick auf die Reproduzierbarkeit der Abläufe. Zum anderen liefert die Temperaturhistorie die Grundlage zur Korrelation des Prozesses mit thermoanalytischen Charakterisierungsmethoden. Beide Punkte sind essentiell für die Bewertung der resultierenden Gestaltabweichungen.

Die Prozessabläufe wurden in Abschnitt 3.2 ausführlich erläutert. Zudem lassen sich die Versuchskörper gemäß Abschnitt 3.1.2 in zwei Bereiche mit einer 8- respektive 16-lagigen Wandstärke einteilen. Diese Rahmendaten bilden die Grundlage für die nachfolgend beschriebenen Untersuchungen. Mit einem Fokus auf der Abkühlung von Verarbeitungstemperatur  $T_V$  bis Entformungstemperatur  $T_{entf}$ , werden drei Experimente durchgeführt. Dabei werden zur Bestimmung des Temperaturverlaufs sechs bis acht Typ-K Thermoelemente über die Wandstärke verteilt in die Gelege eingebracht. Ihre Positionen sind in Abbildung 4.1 dargestellt.

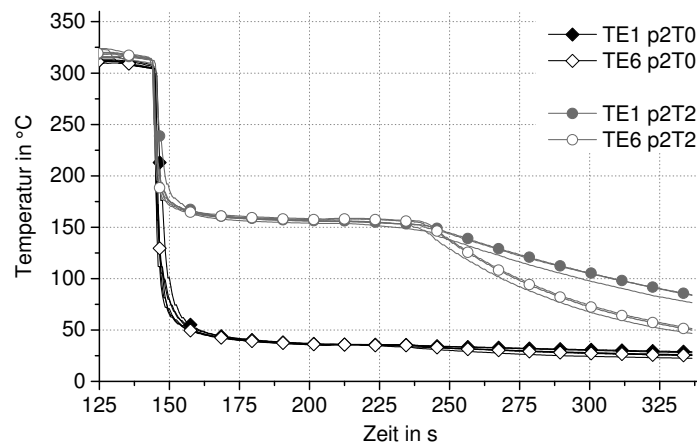
1. Konsolidierung eines Geleges mit  $400 \times 400 \text{ mm}^2$  Grundfläche und einem  $(0_2, 90_4, 0_2)_s$  Lagenaufbau bei Werkzeugtemperatur  $T_2$ . Dies entspricht dem 16-lagigen Bereich eines G1P1 Versuchskörpers. Die Bewertung erfolgt anhand von vier Wiederholungen.
2. Konsolidierung eines Geleges mit  $400 \times 400 \text{ mm}^2$  Grundfläche und einem G1 Lagenaufbau bei  $T_2$ . Die Bewertung erfolgt anhand von vier Wiederholungen.
3. Verarbeitung eines G1P3 Versuchskörpers bei den Werkzeugtemperaturen  $T_0$  bis  $T_3$ . Die Bewertung erfolgt anhand je einer Messung in PS1 und PS2.



**Abbildung 4.1:** Positionen der Thermoelemente innerhalb der Gelege für die Versuche 1 bis 3 (v.l.n.r)

#### Prozessstufe 1 - Konsolidierung der Gelege

Abgeleitet aus Versuch 3 zeigt Abbildung 4.2 einen repräsentativen Vergleich der Temperaturverläufe mit den Werkzeugtemperaturen  $T_0$  sowie  $T_2$ . Die Kurven der Thermoelemente TE1 und TE6 sind darin hervorgehoben und entsprechen der Rand- und Kernschicht des Laminats. Der zu Grunde liegende G1P3 Versuchskörper, der mit  $T_2$  verarbeitet wurde, zeigt eine sehr gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen aus den Versuchen 1 und 2. Die Messwerte liegen innerhalb des Streubereichs der jeweiligen Wiederholungsmessungen, deren Variationskoeffizienten unter 4% liegen.



**Abbildung 4.2:** Vergleich der Temperaturverläufe bei der Konsolidierung eines PS1 Versuchskörpers mit  $T_0$  und  $T_2$

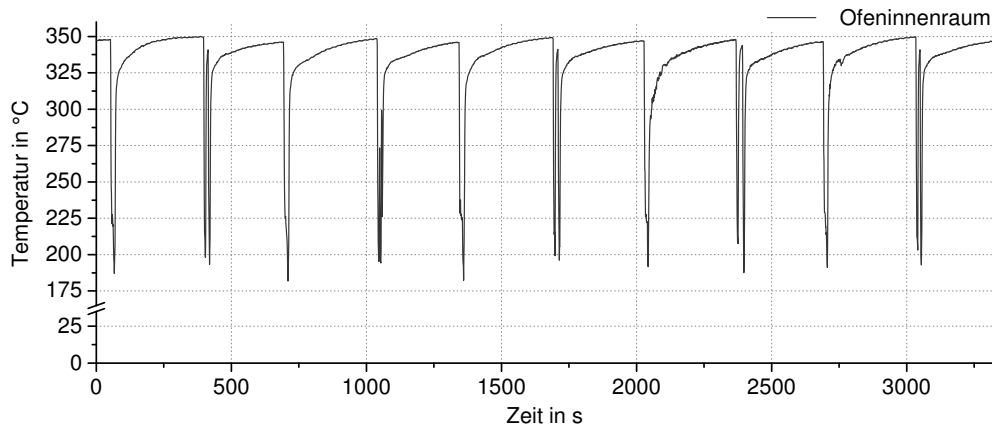
Aus der Analyse der Versuche 1 bis 3 wird ersichtlich, dass  $T_V$  nach der Aufheizung im Mittel bei  $308,7^\circ\text{C}$  liegt. Die Differenz zwischen heißester und kältester Messstelle beträgt etwa  $5^\circ\text{C}$ . Anschließend startet der Transfer von der Kontaktvorheizstation in das Presswerkzeug, in dessen Verlauf eine Temperaturabsenkung der Gelege von durchschnittlich  $3,4^\circ\text{C}$  gemessen wird<sup>1</sup>. Die mittlere Abkühlrate während des Transfers ist  $12,2\text{ K/min}$  für Versuch 1 und  $21,5\text{ K/min}$  für Versuch 2. Diese geringe Abkühlung während des Transfers wird durch die beidseitige Abschirmung der Gelege durch die Transferbleche begünstigt. Mit dem Kontakt zwischen Presswerkzeug und Blech-Gelege-Stapel beginnt die Abkühlung der Gelege durch Wärmeleitung. Bedingt durch die hohe Wärmeleitfähigkeit der Kohlenstofffasern und die aufgeprägte Flächenpressung, stellt sich während des Konsolidierungsvorgangs eine rapide Wärmeabfuhr in Laminat-Dickenrichtung ein. Mittels Interpolation der Messpunkte und anschließender Bestimmung der Flankensteigung werden Abkühlraten von bis zu  $5960\text{ K/min}$  in den Randschichten 8-lagiger Lamine ermittelt. Bedingt durch die erhöhte thermische Masse, reduziert sich diese maximale Abkühlrate für 16-lagige Lamine auf  $2480\text{ K/min}$ . Im weiteren Verlauf reduziert sich die Abkühlrate durch den geringer werdenden Temperaturgradienten zwischen Laminat und Werkzeugoberfläche. Bereits nach etwa  $2\text{ s}$  fällt sie auf unter  $1000\text{ K/min}$ . Die gemessenen, homogenen Temperaturen der Lamine nach Ablauf der  $60\text{ s}$  Presszeit belaufen sich im Mittel auf  $154^\circ\text{C}$ . Für die Verarbeitung mit  $T_0$  wird erwartungsgemäß eine nochmals gesteigerte Abkühlrate zu Beginn des Pressvorgangs erreicht. Sie beträgt bis zu  $8720\text{ K/min}$ . Die Werkzeugtemperatur wird in diesem Fall kurzfristig um  $12^\circ\text{C}$  angehoben, wodurch sich eine Entformungstemperatur von  $36^\circ\text{C}$  ergibt.

#### Prozessstufe 2 - Herstellung der Winkelprofile

Zwei Punkte der PS2-Versuchskörperherstellung unterscheiden sich signifikant im Hinblick auf die Temperaturführung in Prozessstufe 1. Zum einen ist dies, dass keine Thermolemente zur Kontrolle der erreichten Vorheiztemperatur genutzt werden konnten. Zum anderen werden die Lamine lediglich an ihrer Unterseite durch ein Transferblech abgeschirmt (Winkelinnenseite). Sie erleiden dem entsprechend eine verstärkte Wärmeabfuhr an der Laminatoberfläche, die dem Transferblech abgewandt ist (Winkelaußenseite). Unter diesen Gesichtspunkten ist eine ergänzende Betrachtung des Zyklus in PS2 erforderlich, um eine reproduzierbare Verarbeitung gewährleisten zu können.

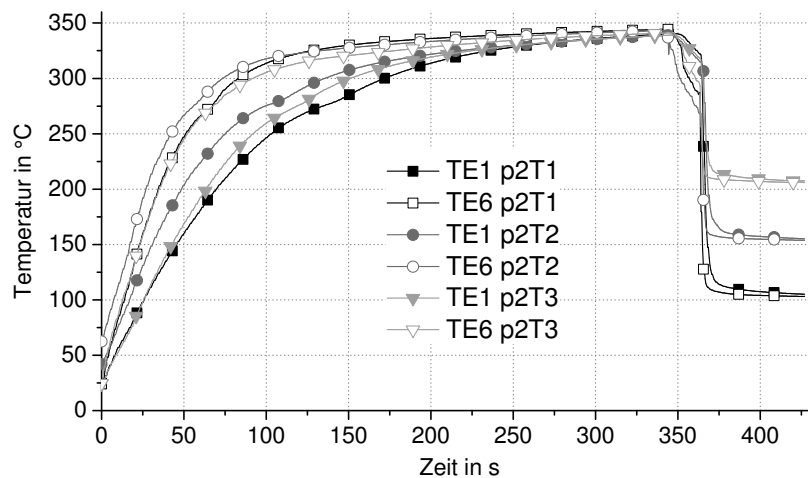
<sup>1</sup> Dieser Wert entspricht einer konservativen Abschätzung, da auf Grund der erschwerten Handhabung der Thermolementschleppe Transferzeiten von bis zu  $22\text{ s}$  erforderlich waren.

Auf Basis umfangreicher Voruntersuchungen wurde ermittelt, dass für einen Stellwert des Umluftofens von  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$  und eine Heizzeit von  $t_{\text{heiz,PS2}} = 330\text{ s}$  reproduzierbar die gewünschte Vorheiztemperatur  $T_{\text{V,PS2}} = 340\text{ }^{\circ}\text{C}$  erreicht wird. Anschließend wurden Verarbeitungszyklen mit G1P3 Versuchskörpern bei den Werkzeugtemperaturen  $T1$  bis  $T3$  aufgezeichnet (Versuch 3), um das Vorgehen zu validieren. Die Reproduzierbarkeit der Zyklen wird anhand von Abbildung 4.3 illustriert. Die Kurve zeigt einen Temperaturverlauf des Ofeninnenraums, der parallel zur Herstellung von PS2 Versuchskörpern aufgezeichnet wurde.



**Abbildung 4.3:** Temperaturverlauf im Ofeninnenraum während der Herstellung einer Serie von PS2 Versuchskörpern

In Abbildung 4.4 sind die Temperaturverläufe der Prozessstufe 2 zusammengefasst. Sie zeigen für die Transferphase deutliche Unterschiede zu Prozessstufe 1. Die Verarbeitungstemperatur pendelt sich, wie gewünscht, auf einem Niveau von circa  $340\text{ }^{\circ}\text{C}$  ein. Die gemessene Temperaturdifferenz innerhalb eines Laminats beträgt vergleichbar zu PS1 etwa  $4,5\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Konträr zu PS1 erleidet das erwärmte Laminat beim Transfer zwischen Umluftofen und Presswerkzeug jedoch einen deutlich erhöhten Temperaturabfall. Bei einer Abkühlrate von bis zu  $295\text{ K/min}$  ergibt sich an der Winkelaußenseite ein Abkühlung von  $40$  bis  $70\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Auch an der Winkelinnenseite erfährt der Versuchskörper einen Temperaturabfall von  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ , bei einer Abkühlrate von etwa  $130\text{ K/min}$ .



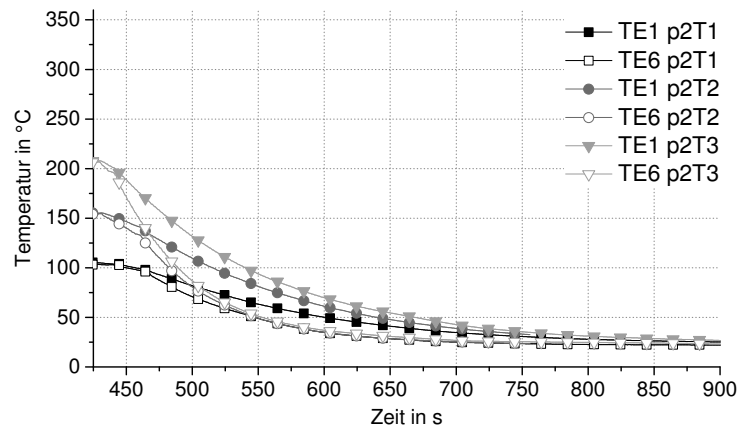
**Abbildung 4.4:** Vergleich der Temperaturverläufe in PS 2 für die Werkzeugtemperaturen  $T1$ ,  $T2$  und  $T3$ ; für jeden Versuch wird das Thermoelement mit maximaler und minimaler Temperatur dargestellt



Die Temperaturdifferenz zwischen Winkelinnenseite und -außenseite beträgt zum Zeitpunkt der Umformung im Mittel  $34,5\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Unter der Annahme einer linearen Temperaturverteilung über den Versuchskörperquerschnitt, resultiert dies in einer zu PS1 vergleichbaren Starttemperatur der Pressphase. Die maximalen Abkühlraten zu Beginn des Pressvorgangs sind bei  $T2$  vergleichbar zu PS1, jedoch mit einer messbaren Differenz zwischen Winkelinnenseite und -außenseite von bis zu  $1000\text{ K/min}$ . Für Werkzeugtemperatur  $T1$  und  $T3$  stellen sich erwartungsgemäß höhere ( $T1$ ) beziehungsweise geringere ( $T3$ ) maximale Abkühlraten ein. Am Ende der Kühlzeit beträgt die Temperaturdifferenz im Laminat lediglich  $3\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

#### Prozessstufe 1 und 2 - Abkühlung nach der Entformung

Nach dem Ende der Kühlzeit erfolgt die Entnahme der Transferbleche und Versuchskörper aus dem Presswerkzeug. Im Anschluss an die darauf folgende Entformung, werden die Versuchskörper an Luft bis auf Raumtemperatur abgekühlt. Die maximalen, oberflächennahen Abkühlraten nach der Entformung betragen etwa  $60\text{ K/min}$  ( $T1$ ),  $110\text{ K/min}$  ( $T2$ ) und  $170\text{ K/min}$  ( $T3$ ). Das Abkühlverhalten an Luft wird in Abbildung 4.5 anhand der Thermoelemente TE1 und TE6 für die Messungen der Prozessstufe 2 dargestellt.

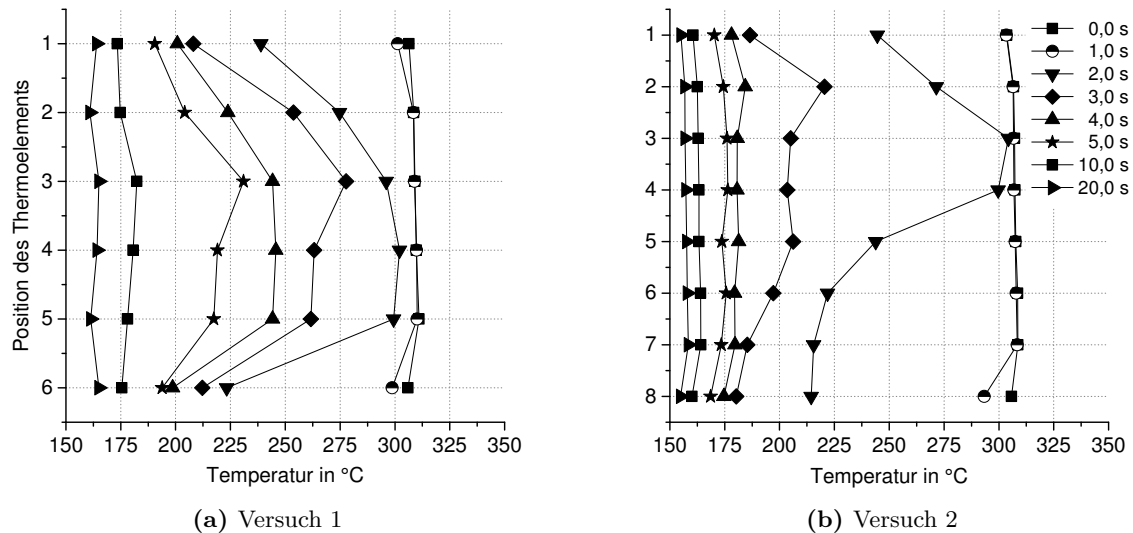


**Abbildung 4.5:** Abkühlung der Versuchskörper an Luft, dargestellt für die Entformungstemperaturen von  $T1$  bis  $T3$

#### Temperaturgradienten im Inneren des Versuchskörpers

Trotz der rapiden Abkühlung der Versuchskörper, unterliegt die Wärmeleitung einer Trägheit und resultiert in einer Temperaturdifferenz zwischen Kern- und Deckschichten der Versuchskörper. Abbildung 4.6 zeigt diesen Effekt exemplarisch für die Versuche 1 und 2. Die Position eines Thermoelements korrespondiert darin mit Abbildung 4.1 und wird über der Temperatur aufgetragen. Durch das Extrahieren der Temperaturwerte der Thermoelemente zu verschiedenen Zeitpunkten, ergibt sich ein Abbild der Temperaturverteilung über den Plattenquerschnitt. Diese Ergebnisse lassen sich auf die jeweiligen Segmente der Versuchskörper mit gleichwertiger Wandstärke übertragen.

Aus den Kurvenverläufen wird ersichtlich, dass sich für ein 16-lagiges Laminat, bei Werkzeugtemperatur  $T2$ , eine initiale Temperaturdifferenz von etwa  $\Delta T_{2s} = 80\text{ }^{\circ}\text{C}$  im Moment des Erstkontakts mit der Werkzeugoberfläche einstellt. Bereits nach weiteren  $3\text{ s}$  gleichen sich die Temperaturen auf etwa  $\Delta T_{5s} = 38\text{ }^{\circ}\text{C}$  an. Nach  $10\text{ s}$  beträgt die Temperaturdifferenz über den Querschnitt noch circa  $7\text{ }^{\circ}\text{C}$  und verharrt anschließend bei einer annähernd konstanten Temperaturdifferenz von etwa  $\Delta T_{>10s} = 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Für das 8-lagige Laminat aus Versuch 2 wird im Moment des Werkzeugkontakts eine Temperaturdifferenz von bis zu  $\Delta T_{2s} = 90\text{ }^{\circ}\text{C}$  ermittelt. Auf Grund der geringeren thermischen Masse der Laminats in Versuch 2 gleicht sich die Temperatur jedoch bereits nach



**Abbildung 4.6:** Temperaturverteilung über den Plattenquerschnitt eines Laminats bei der Verarbeitung mit Werkzeugtemperatur  $T_2$ ; jede der Kurven repräsentiert einen Zeitpunkt  $t$  während des Abkühlvorgangs

weiteren 2 s auf  $\Delta T_{4\text{s}} = 10\text{ }^{\circ}\text{C}$  an. Wie schon für Versuch 1, so stellt sich auch für Versuch 2 eine Temperaturdifferenz von  $\Delta T_{>10\text{s}} = 5\text{ }^{\circ}\text{C}$  ein.

Die Messungen zeigen, dass eine einseitig beschleunigte Abkühlung der Laminats, trotz der Blechfedern aus Abbildung 3.6, nicht vollständig zu vermeiden ist. Sobald die Verdrängung der Blechfedern durch die obere Werkzeughälfte abgeschlossen ist, weist der Blech-Gelege-Stapel für einen Sekundenbruchteil lediglich Kontakt mit der unteren Werkzeugkavität auf. Bereits diese kurze Zeitspanne ist ausreichend, dass sich eine asymmetrische Abkühlung von Laminatunterseite und -oberseite einstellt. Diese Ergebnisse unterstreichen die Bedeutung der implementierten Werkzeugfunktionen, die es erlauben, die Dauer des einseitigen Werkzeugkontakts zu minimieren.

#### Zusammenfassung

In den vorangehenden Abschnitten wurde der Wärmehaushalt der Versuchskörper im Verlauf der Prozessstufen 1 und 2 detailliert vorgestellt. Neben einem Nachweis der Reproduzierbarkeit der Prozessführung konnte gezeigt werden, dass durch die Verarbeitungstemperaturen in PS1 und PS2 vergleichbare Temperaturen beim Start des Pressvorgangs erzielt werden. In den ersten Sekunden der Abkühlung im Werkzeug werden, abhängig von der Werkzeugtemperatur, Abkühlraten von  $1900\text{ K/min}$  bis  $5960\text{ K/min}^1$  gemessen. Dieser Aspekt wird im weiteren Verlauf von Abschnitt 4.2.3 mit Blick auf das resultierende Kristallisationsverhalten des PPS analysiert. Darüber hinaus wurde nachgewiesen, dass sich der Temperaturgradient über die Wandstärke bereits nach 10 s auf  $\Delta T_{>10\text{s}} = 5\text{ }^{\circ}\text{C}$  absenkt.

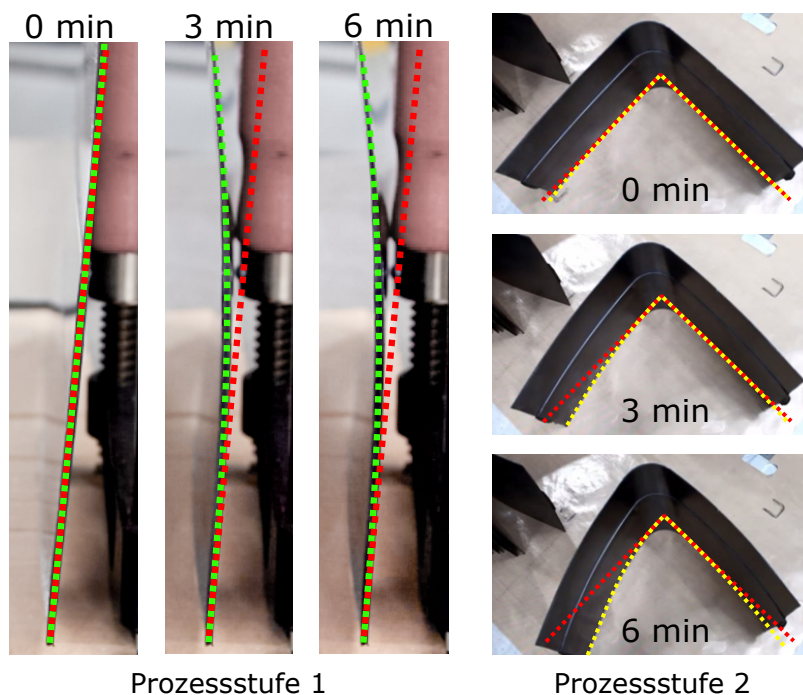
#### 4.1.3 Identifizieren und quantifizieren prozessbedingter Einfluss- und Störgrößen

Im Verlauf der Versuchskörperherstellung konnten verschiedene Einflüsse identifiziert werden, durch die mit einer Beeinflussung des Gestaltabweichungen zu rechnen ist. Diese decken sich dabei weitestgehend mit den in Abschnitt 2.3.3 beschriebenen Einflussgrößen aus Veröffentlichungen anderer Autoren. Sie werden in diesem Abschnitt mit Bezug zu dieser Arbeit näher erläutert.

1 Im Sonderfall für  $T_0$  gar bis zu  $8720\text{ K/min}$

### Ausprägung der Gestaltabweichungen nach der Entformung

Eine zentrale Beobachtung während der Versuchskörperherstellung betrifft die Ausprägung von Gestaltabweichungen im direkten Anschluss an die Entformung. Entgegen erster Annahmen, sind die Versuchskörper zu diesem Zeitpunkt subjektiv frei von Verformungen. Diese qualitative Aussage wurde im Verlauf der Versuchskörperherstellung durch Videoaufnahmen dokumentiert und ist in Abbildung 4.7 dargestellt.



**Abbildung 4.7:** Zeitlicher Verlauf der Gestaltänderung im Anschluss an die Entformung  
 Prozessstufe 1: G1P3; Prozessstufe 2: G2P5

Ein solcher, deformationsfreier Zustand nach der Entformung erfordert jedoch, dass das Laminat weitestgehend spannungsfrei vorliegt. Andernfalls müsste sich nach der Entlastung des Pressdruck eine sprunghafte Verformung der Versuchskörper ausprägen. Ein solcher Effekt wird jedoch nicht beobachtet. Es wird an dieser Stelle die These formuliert, dass der Formzwang während der Pressphase, in Kombination mit Werkzeugtemperaturen oberhalb der Glasübergangstemperatur, zu einer unmittelbaren Relaxation eines Großteils der thermischer Spannungen führt. In der Folge sind Versuchskörper im direkten Anschluss an die Entformung in Näherung frei von Deformationen. Eine weitere Auseinandersetzung mit dieser These folgt in Abschnitt 5.1.1.

### Quetschfluss und resultierende Variation der Bauteildicke

Zu Beginn des Pressvorgangs in Prozessstufe 1 und 2 befindet sich die thermoplastische Matrix der Versuchskörper in einem strukturviskosen, schmelzeförmigen Zustand. Durch den Kontakt des Laminats mit den starren Werkzeugoberflächen und die Aufprägung des Pressdrucks, wird eine Verdrängung des faserverstärkten Thermoplasts in der Laminebene erzwungen. Derartiger Quetschfluss<sup>1</sup> wird in der vorliegenden Arbeit für alle hergestellten Versuchskörper beobachtet. Er kann als Impuls auf die Verstärkungsfasern in Folge eines strömenden, inkompressiblen und viskosen Fluids aufgefasst werden. Nach Mayer [188] ist für Faservolumenanteile  $v_f < 0,6$  in Näherung eine

<sup>1</sup> engl.: squeeze-flow

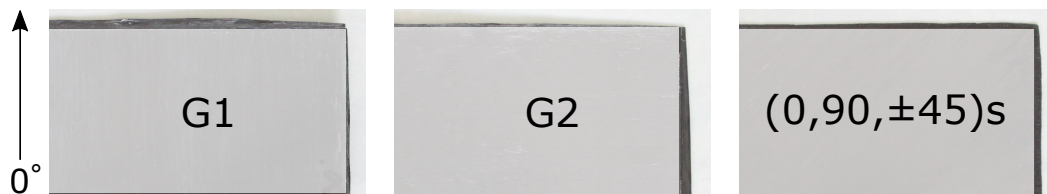
Beschreibung der Strömungsgeschwindigkeit  $u$  durch die folgende Gleichung möglich:

$$u = \frac{F_I [\ln(1/\sqrt{v_f}) - 0,745 + v_f - 0,25 v_f^2]}{4\pi\eta} \quad (4.1)$$

Darin ist  $\eta$  die Viskosität des strömenden Fluids und  $F_I$  dessen Kraftwirkung auf ein zylindrisches Element. Des Weiteren beschreiben Gutowski et al. [189, 190] den Matrixfluss quer zur Faserorientierung<sup>1</sup> bei der Konsolidierung entsprechend Gleichung (4.2):

$$p = -\frac{dv_f}{dt} \frac{\eta}{2v_f K_{yy}} (B^2 - y^2) \quad (4.2)$$

Dies entspricht einem parabolischen Druckverlauf  $P$ , für ein Laminat der Breite  $B$ , wobei die Größe  $K_{yy}$  der Permeabilität senkrecht zur Faserorientierung entspricht. Aus diesen Zusammenhängen ist ersichtlich, dass sich das Fließen des Werkstoffs, bei ausreichend hohem Druckgefälle, bis zur Erstarrung der Matrix fortsetzt. Bedingt durch die interlaminaren Scherkräfte, wird der Quetschfluss nebeneinander liegender, ungleich orientierter UD-Einzelschichten gemindert. In der Folge ist eine Abhängigkeit vom gewählten Lagenaufbau zu erwarten. Abbildung 4.8 bestätigt diese Annahme anhand der unterschiedlichen Gratbildung einer G1 und G2 Grundplatte sowie eines Laminats mit  $(0,90, \pm 45)_s$  Lagenaufbau. Für G1 und G2 dominiert wie erwartet der Quetschfluss senkrecht zur Faserorientierung der Kernschichten. Dementsprechend ist eine ungleichmäßige Gratbildung an der kurzen und langen Bauteilkante zu verzeichnen. Die  $\pm 45^\circ$  orientierten Fasern der Kernschichten des quasi-isotropen Laminats, bedingen eine gleichmäßige Gratbildung an der umlaufenden Kante.



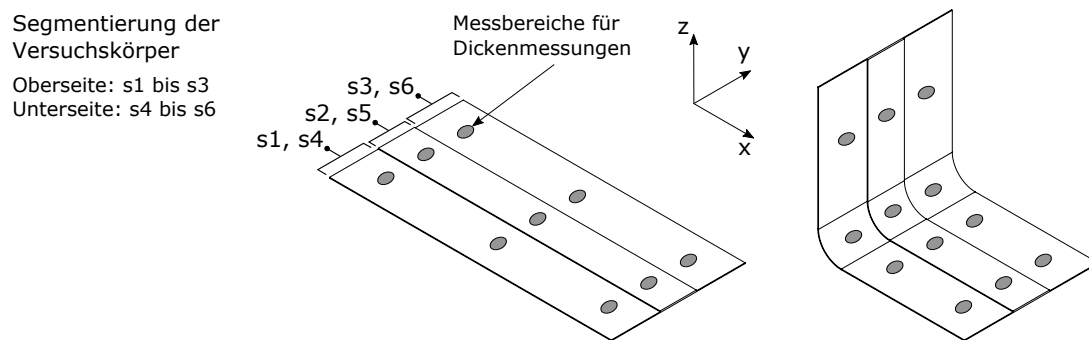
**Abbildung 4.8:** Variierende Gratbildung an Grundplatten von PS1 Versuchskörpern durch Quetschfluss der Kernschichten

Trotz des unterschiedlichen Erscheinungsbildes der Grate für G1 und G2, beträgt der Variationskoeffizient der mittleren Wandstärke lediglich 3,65 % (PS1) und 3,78 % (PS2). Die zugehörigen Mittelwerte ergeben sich zu  $\bar{t}_{G,PS1} = 1,03$  mm sowie  $\bar{t}_{G,PS2} = 1,02$  mm. Eine ganzheitliche Gegenüberstellung der Wandstärken für G1 und G2 Grundplatten mit und ohne Patch findet sich in Tabelle 4.2. Die Bewertung der Wandstärke erfolgte anhand der in Abbildung 4.9 dargestellten Messpunkte, die mit einem digitalen Dickentaster<sup>2</sup> aufgenommen wurden. Um die Vergleichbarkeit der Messwerte sicherzustellen, werden lediglich Versuchskörper berücksichtigt, die mit den Prozessparametern p2T2 verarbeitet wurden.

Aus dieser Übersicht wird ersichtlich, dass für PS1 die Variation der Wandstärke im Bereich der Messgenauigkeit des Messmittels liegt. Für PS2 ist eine geringfügige, jedoch nicht signifikante Abnahme der mittleren Wandstärke gegenüber PS1 zu verzeichnen. Folglich ist die Schlussfolgerung zulässig, dass für p2T2 keine signifikante Abhängigkeit der Grundplattenwandstärke von der Laminatkonfiguration besteht.

<sup>1</sup> Hier mit der y-Koordinate bezeichnet.

<sup>2</sup> Kroeplin C450



**Abbildung 4.9:** Messstellen der Laminatdicke bei Versuchskörpern in PS1 und PS2, sowie deren Segmentierung

**Tabelle 4.2:** Vergleich der Wandstärken  $t_G$  von G1 und G2 Grundplatten mit und ohne Patch

	$t_G$ in mm	$\sigma$ in mm	$\sigma / t_G$ in %	Anzahl Platten
<b>Prozessstufe 1<sup>a</sup></b>	G1, G2	1,03	0,04	46
	G1P1 ... G1P7 und G2P1 ... G2P7	1,02	0,04	118
<b>Prozessstufe 2<sup>b</sup></b>	G1, G2	1,02	0,04	21
	G1P1 ... G1P7 und G2P1 ... G2P7	1,01	0,03	84

Prozessparameter: <sup>a</sup> p2T2; <sup>b</sup> p2T2-p2T2

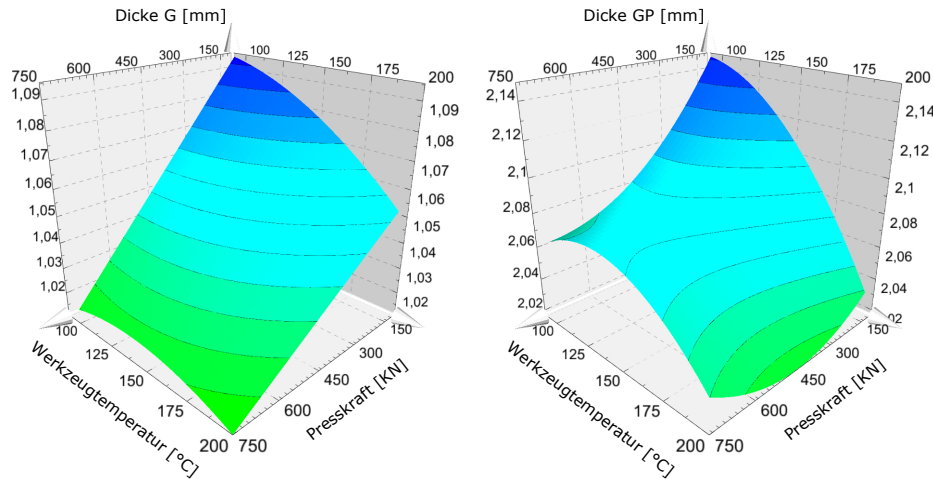
Anhand des in Abschnitt 4.1.1 eingeführten Versuchsplans wird zudem untersucht, ob ein signifikanter Einfluss der Prozessparameterkombination auf die Ausprägung des Quetschflusses bei G1P3 Versuchskörpern nachgewiesen werden kann. Zielgrößen dieser Untersuchung sind die Laminatdicken im Bereich der Grundplatte ( $t_G$ ) und des Patches ( $t_{GP}$ ). Es gelten die Messstellen aus Abbildung 4.9.

**Tabelle 4.3:** Vergleich der Wandstärken von G1P3 Versuchskörperen, die als Teil des statistischen Versuchsplans ermittelt wurden (76 Platten ausgewertet)

G1P3 Versuchsplan	t in mm	$\sigma$ in mm	$\sigma / t$ in %
<b>Prozessstufe 1</b>	$t_G$	1,05	0,038
	$t_{GP}$	2,08	0,062
<b>Prozessstufe 2</b>	$t_G$	1,04	0,03
	$t_{GP}$	2,01	0,049

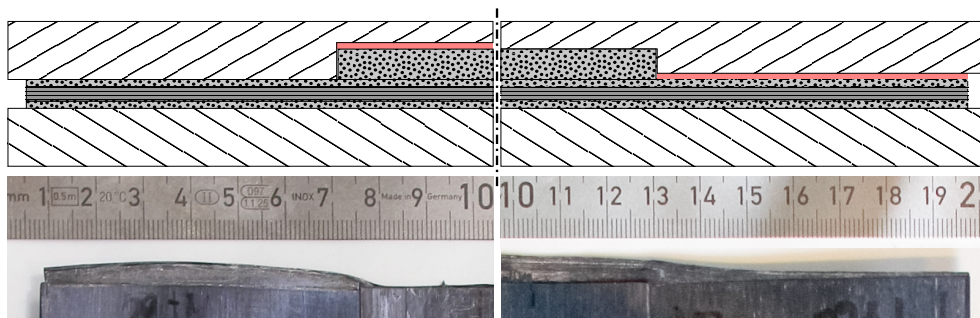
Wie aus dem Konturdiagramm in Abbildung 4.10 hervorgeht, kann in Prozessstufe 1 sowohl für  $t_G$  als auch für  $t_{GP}$  ein Einfluss der Prozessparameter  $p$  und  $T$  identifiziert werden. Gemäß der Erwartung, werden für p1T1 die höchsten Wandstärken erzielt. Dies entspricht einem geringeren Maß der Kompaktierung des Laminats bei der Konsolidierung, und kann unmittelbar mit einem reduzierten Quetschfluss des Materials in Verbindung gesetzt werden. Sowohl für den Pressdruck, als auch bei der Werkzeugtemperatur, kann durch eine Erhöhung der Faktorstufe eine Reduzierung

der Wandstärken erreicht werden. Auffällig ist, dass der Pressdruck  $p$  für  $t_G$  einen größeren Einfluss auf die Wandstärkenreduzierung zeigt, als dies für eine Variation der Werkzeugtemperatur  $T$  zutrifft.



**Abbildung 4.10:** Konturdiagramme der Prozessstufe 1: Wandstärke  $t_G$  und  $t_{GP}$  in Abhängigkeit des Pressdrucks  $p$  und der Werkzeugtemperatur  $T$

Diese Tatsache beruht auf der schnellen Abkühlung der Grundplatte, wodurch der initial aufgeprägte Pressdruck den Quetschfluss bis zum Erstarren der Matrix dominiert. Gleichzeitig ist für  $t_{GP}$  ein näherungsweise gleichwertiger Einfluss der Faktoren  $p$  und  $T$  zu erkennen. Dieser Sachverhalt ist mit der Tolerierung der Nut in den Transferblechen zu begründen. Während für G die reine Kompaktierung des Laminats den Quetschfluss dominiert, kann durch ein Untermaß der Nut auch bei geringen Pressdrücken ein zusätzlicher Quetschfluss im Bereich von GP erzwungen werden. Dieser Effekt ist exemplarisch in Abbildung 4.11 dargestellt. Dort ist der Einfluss eines Über- und Untermaßes der Nut auf den Quetschfluss illustriert. Er erklärt zudem die geringere Modellgüte für  $t_{GP}$  im Vergleich zu  $t_G$ <sup>1</sup>. Ein signifikanter Interaktionseffekt der Prozessparameter  $p$  und  $T$  kann weder für  $t_G$  noch für  $t_{GP}$  ermittelt werden.



**Abbildung 4.11:** Einfluss der Toleranz von Nuttiefe und Patchdicke auf den sich einstellenden Quetschfluss eines G1P3 Versuchskörpers; rot hervorgehoben ist der jeweilige Toleranzspalt, der sich für eine Übermaß (links) respektive Untermaß (rechts) der Nut einstellt

Bei analoger Betrachtung von PS2 ist es nicht möglich, vergleichbare Tendenzen für  $t_G$  und  $t_{GP}$  zu ermitteln. Eine weitere Kompaktierung der Laminats kann auf Basis der Messwerte nicht bestätigt werden. Die Änderungen der Mittelwerte bewegen sich im Bereich der Streuungen. Diese

<sup>1</sup>  $R_{\text{kor}, t_{GP}}^2 = 0,28$ ;  $R_{\text{kor}, t_G}^2 = 0,60$

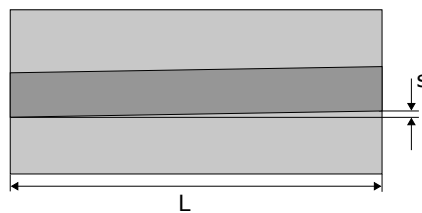
Feststellung wird durch die optische Bewertung der PS2-Versuchskörper gestützt, für die eine geringere Gratbildung als nach PS1 zu beobachten ist.

Wie in den vorangehenden Paragraphen gezeigt werden konnte, ist die eingangs genannte Gratbildung durch Quetschfluss ein Maß für die Kompaktierung der Lamine während der Verarbeitung. Die vorgestellten Beobachtungen im Kontext dieser Ergebnisse für PS1 und PS2 sind dabei im Einklang mit den eingangs aufgezeigten Zusammenhänge nach Mayer und Gutowski. Gleichzeitig resultiert die Gratbildung jedoch in einer Randversteifung der Versuchskörper. Eine solche Randversteifung wirkt einer freien Verformung entgegen. Diesem Aspekt ist bei der Auswertung der Scandaten in Abschnitt 4.3.4 besondere Aufmerksamkeit zu widmen. An dieser Stelle wird jedoch bereits die These formuliert, dass ein erhöhtes Maß an Quetschfluss zu reduzierten Gestaltabweichungen der Versuchskörper, bei gleichzeitig erhöhter Streuung, führt.

#### Faserdislokationen und Faserwelligkeit

Faserorientierungsfehler wurden in Abschnitt 2.3 als wichtiger Einflussfaktor auf die sich ausprägenden Gestaltabweichungen endlosfaserverstärkter Kunststoffe identifiziert. Diese Art der Störgröße tritt auch bei den hergestellten Versuchskörpern in Erscheinung. Im Rahmen dieser Arbeit erfolgt jedoch eine Beschränkung auf einer phänomenologischen Charakterisierung. Dies ist erforderlich, um im weiteren Verlauf der Arbeit einen möglichen Einfluss auf die gemessenen geometrischen Abweichungen bewerten zu können. Bei der Herstellung der Versuchskörper in PS1 und PS2 konnten drei Arten der Faserdislokation identifiziert werden.

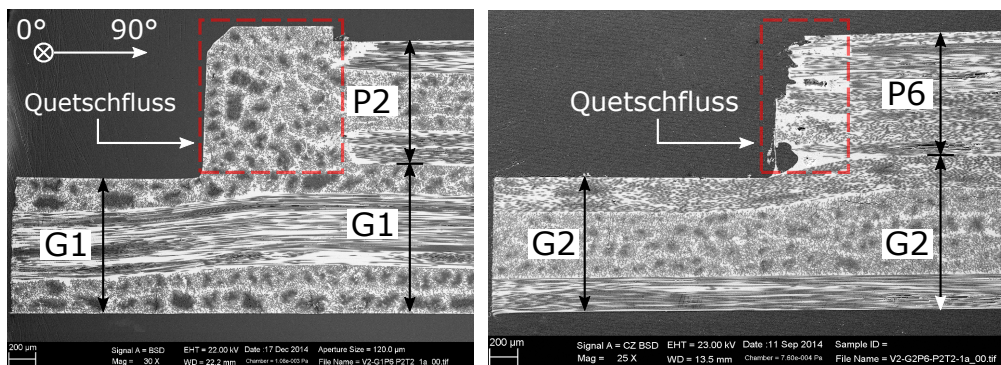
- Der erste Fertigungsfehler betrifft die Ausrichtung des Patches P relativ zur Grundplatte G, wie er in Abbildung 4.12 schematisch gezeigt ist. Wie in Abschnitt 3.2.2 erläutert wurde, werden die Patches manuell mit Punktschweißungen auf den Grundplatten fixiert. Trotz der Prüfung der Ausrichtung, ist eine Schiefstellung oder außermittige Positionierung des Patches nicht vollständig auszuschließen. Unter der Annahme, dass bei einer Prüfung maximale Abweichungen von  $s = 1,0 \text{ mm}$  unentdeckt bleiben, ist jedoch lediglich von einer maximalen Schiefstellung des Patches von  $\tan^{-1}(s/L) = 0,15^\circ$  auszugehen. Eine stärkere Schiefstellung kann auf Basis der durchgeführten Qualitätskontrollen ausgeschlossen werden.



**Abbildung 4.12:** Schematische Darstellung einer Schiefstellung des Patch P auf der Grundplatte G, bedingt durch eine fehlerhafte Positionierung

- Des Weiteren besteht das Risiko, dass der Patch eines Versuchskörper bei der Verarbeitung nicht vollständig in den Nuten der Transferbleche zum Liegen kommt. Dieser Aspekt ist auf die erforderliche enge Tolerierung von Nut- zu Patchbreite zurückzuführen. Kommt es zu einem Quetschen des Patches, ist eine starke Störung der Laminatstruktur im Bereich der Patchränder die Folge. Die Entstehung derartiger Fehlstellen wird vermehrt bei Prozessstufe 2 beobachtet. Ursache hierfür ist das genutzte Konzept der gravitationsinduzierten Umformung während des Aufheizvorgangs. Bedingt durch die Luftströmung im Inneren des Ofens ist nicht immer ein perfektes Abklappen der Lamine realisierbar. Entsprechende Versuchskörper werden im Zuge der Scandatenauswertung gegebenenfalls als Ausreißer identifiziert und nicht in die Bewertung aufgenommen.

- Ist ein Patch vollständig in der Nut eines Transferblechs positioniert, ergeben sich Toleranzspalte an den Patchrändern. Bei der Aufprägung der Presskraft werden diese Toleranzspalte durch Quetschfluss mit Material gefüllt. Abbildung 4.13 bestätigt in diesem Zusammenhang, dass das Material vorrangig quer zur Faserorientierung verdrängt wird (siehe G1P2). Eine Separation von Faser und Matrix lässt sich in diesem Fall nicht erkennen. Anhand von G2P6 zeigt sich, dass keine vergleichbare Fließfähigkeit des Patchmaterials in Faserlängsrichtung vorliegt. Aus diesem Umstand resultiert die erkennbare Separation von Fasern und Matrix sowie eine unvollständige Füllung des Toleranzspalts. In beiden Fällen liegt eine lokale Störung der Laminatstruktur vor.



**Abbildung 4.13:** Vergleich eines durch Quetschfluss gefüllten Toleranzspalts zwischen Patchrand und Transferblechnut; Links G1P2, Rechts G2P6

Für die Formgebung in Prozessstufe 2 ist es erforderlich, dass sich das Laminat bei Verarbeitungstemperatur eigenständig an den  $90^\circ$  Winkel des Transferblechs anschmiegt. Da dieser Vorgang ohne Einwirkung von Spann- oder Haltekräften abläuft, kann es im Bereich des Radius zu einem Beulen der Fasern in Winkellängsrichtung kommen. Dieses Beulen tritt im erstarrten Versuchskörper als Faserondulation/-welligkeit in der Laminebene<sup>1</sup> zu Tage. Wie unter anderem die Arbeit von Sachs [143] bestätigt, ist dieses Phänomen bedingt durch die am Winkelinnenradius entstehenden Druckkräfte beim Erschlaffen des Laminats. Durch die fehlende Stützwirkung der Matrix, resultiert das Abklappen des biegeschlaffen Halbzeugs in einem Ausknicken der Kohlenstofffasern. Die Begutachtung der Versuchskörper bestätigt diese Feststellung. Wie Abbildung 4.14 zeigt, wird eine Faserondulation jedoch lediglich am Winkelinnenradius beobachtet und dort insbesondere im Bereich der P3 Patches. Am Winkelaußenradius und in den ebenen Bereichen der Versuchskörper wird Faserwelligkeit indes lediglich in sehr geringem Ausmaß beobachtet. Zu einem überwiegenden Anteil liegen die Fasern der Deckschichten gestreckt vor. Mögliche Gründe hierfür sind ein zu rapides Erstarren der Deckschichten und eine geringe Relativbewegung von Versuchskörper und Transferblechen/Werkzeugoberflächen. Letzteres wird auch durch Kugler et al. [191] bestätigt, die in ihren Analysen den Einfluss unterschiedlicher Prozessparameter auf Basis von dünnwandigen Laminaten aus kohlenstofffaserverstärktem Polysulfon untersuchten.

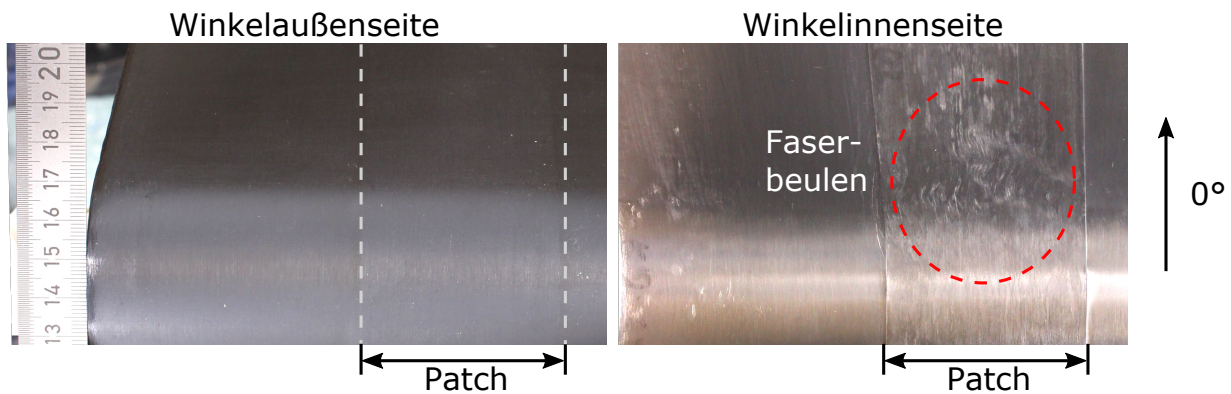
#### Bildung von intralaminaren Zwischenfaserbrüchen

Im Verlauf der Versuchskörperherstellung wurde für nahezu alle Laminatkonfigurationen die Bildung von transversalen, intralaminaren Zwischenfaserbrüchen beobachtet<sup>2</sup>. Der Zeitpunkt der

<sup>1</sup> engl.: fiber-waviness

<sup>2</sup> Im weiteren Textverlauf wird vereinfacht der Begriff „Rissbildung“ synonym für dieses Phänomen verwendet.

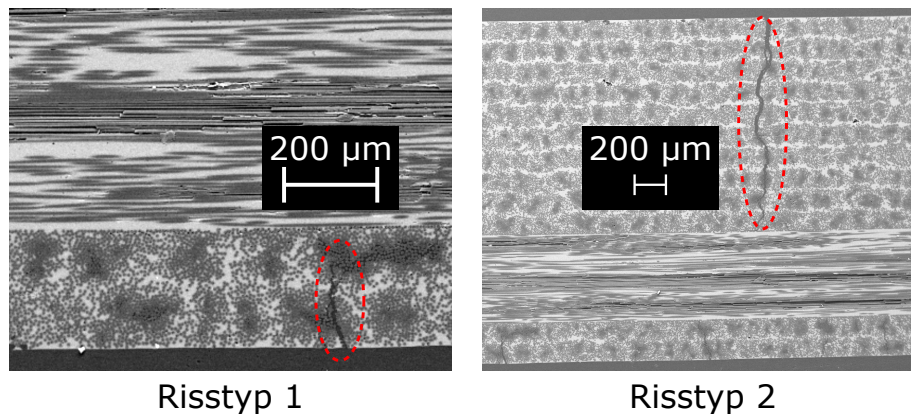




**Abbildung 4.14:** Vergleich des Faserbeulens zwischen Innen- und Außenradius eines G1P3 Versuchskörpers der Prozessstufe 2

Rissentstehung kann dabei nicht zweifelsfrei eingeordnet werden. Auf Basis der Beobachtungen ist jedoch festzuhalten, dass für einige Laminatkonfigurationen (u.a. G2P6) eine Rissbildung bereits direkt nach der Entformung zu erkennen ist. Für andere Varianten (u.a. G1P3) ist die Rissbildung erst im zeitlichen Verlauf der Lagerung zu beobachten. Entsprechend Abbildung 4.15 kann das Erscheinungsbild der Risse, das abhängig von der Position auf dem Versuchskörper ist, in zwei Gruppen eingeteilt werden<sup>1</sup>. Diese sind:

- Risstyp 1: Feine Risse, mit sehr regelmäßigem Rissabstand  
→Im gesamten Versuchskörper vorzufinden (Segmente s1 bis s6)
- Risstyp 2: Makroskopisch gut sichtbare Risse, mit inhomogenem Rissabstand  
→Nur im Bereich der Patchoberseite zu erkennen (Segment s2)



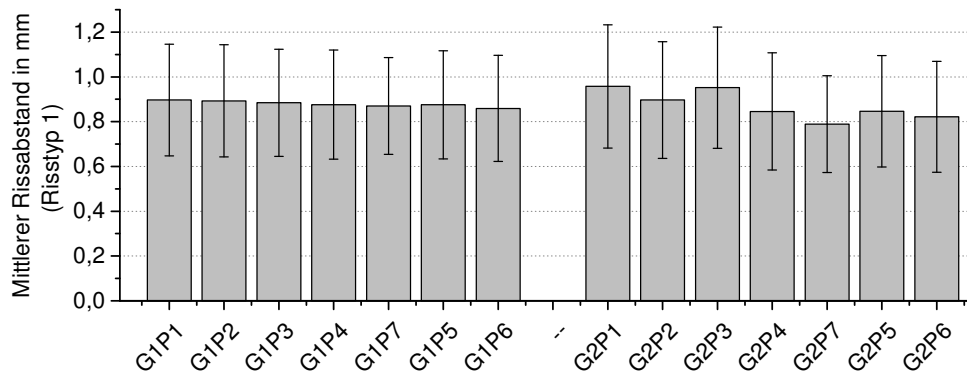
**Abbildung 4.15:** Exemplarisches Erscheinungsbild der Risstypen 1 und 2

Zur Bewertung der Rissbildung werden die Rissabstände auf Basis von Fotos der Versuchskörper sowie REM-Aufnahmen von Schliften vermessen. Eine automatisierte Auswertung dieser Bilder ist auf Grund des geringen Grauwertkontrastes zwischen Verstärkungsfasern, Matrix und Rissen nicht zuverlässig möglich. Stattdessen werden die Bilder im hier aufgezeigten Kontext manuell ausgewertet. Hierzu werden die Pixelabstände benachbarter Risse ermittelt und über den Maßstab des jeweiligen Bildes in das entsprechende Längenmaß umgerechnet. Bedingt durch diese manuelle

<sup>1</sup> Vergleiche auch Abbildung 4.9

Auswertemethodik sind die Ergebnisse mit einer erhöhten Unsicherheit behaftet. Dieser Tatsache wird durch die hohe Stichprobenzahl von mehr als 380 Typ1-Rissen pro Laminatevariante Rechnung getragen.

Risstyp 1: Für PS1 Versuchskörper, die mit den Prozessparametern p2T2 hergestellt wurden, liefert die Auswertung über alle Laminatekonfigurationen hinweg sehr konsistente Ergebnisse. Der mittlere Rissabstand der einzelnen Konfigurationen variiert im Bereich von 0,79 mm (G2P7) bis 0,96 mm (G2P3). Zugleich liegt die Standardabweichung bei 0,22 bis 0,28 mm. Abbildung 4.16 fasst die Ergebnisse zusammen. Ergänzend wird aus der gezeigten REM-Aufnahme ersichtlich, dass sich die Ausbreitung der Risse auf die beiden gleich orientierten Decklagen der Lamine beschränkt (siehe auch Abbildung 4.15, links).



**Abbildung 4.16:** Mittlerer Typ1 Rissabstand für die verschiedenen Laminatekonfigurationen der Prozessstufe 1 (ohne Segment 2)

Die Auswertung des statistischen Versuchsplans der G1P3 Versuchskörper liefert für PS 1 ein nichtlineares Modell zur Beschreibung des mittleren Rissabstands in Abhängigkeit der Prozessgrößen  $p$  und  $T$ . Abbildung 4.17 zeigt das zugehörige, dreidimensionale Konturdiagramm der Rissabstände innerhalb des Parameterraums. Aus dieser Darstellung wird ersichtlich, dass der Rissabstand für  $T3$  lediglich eine geringe lineare Abhängigkeit von  $p$  aufweist. Der Rissabstand reduziert sich für p3T3 um 2,3% gegenüber p1T3. Für  $T2$  verstärkt sich die lineare Abhängigkeit von  $p$  und resultiert in einer Reduktion des Rissabstand um 12,3% (p1T2  $\rightarrow$  p3T2). Ein gegenläufiger Effekt ist indes für  $T1$  zu verzeichnen. Eine Druckerhöhung bewirkt in diesem Fall einen Anstieg des Rissabstands, und damit eine Reduktion der Rissdichte um 14,0%. Werden im Gegenzug Parametervarianten mit konstanten Druckstufen betrachtet, zeigt sich eine quadratische Abhängigkeit des Rissabstands von  $T$ . In all diesen Fällen wird durch das Modell der minimale Rissabstand im Umfeld von  $T2$  vorhergesagt. Das Spektrum reicht dabei von 0,88 mm (p3T2) bis 1,17 mm (p3T1). Wird  $T1$  nicht berücksichtigt<sup>1</sup>, ist zur Erzielung einer geringeren Typ1 Rissdichte somit die Verarbeitung bei geringen Pressdrücken, idealerweise in Kombination mit hohen Werkzeugtemperaturen, anzustreben.

Für Prozessstufe 2 war es nicht möglich ein vergleichbares Modell zur Beschreibung der Bildung von Risstyp 1 zu ermitteln. Grund hierfür ist die deutlich geringere Rissdichte der Versuchskörper. Zugleich ist es vielfach nicht eindeutig möglich Typ1 Risse verlässlich visuell zu identifizieren. Eine manuellen Auswertung der mittleren Rissabstände ist folglich nicht möglich.

<sup>1</sup> Wie in Abschnitt 4.1.1 eingeführt wurde, ist  $T1$  bewusst außerhalb empfohlener Verarbeitungsrichtlinien gewählt worden.

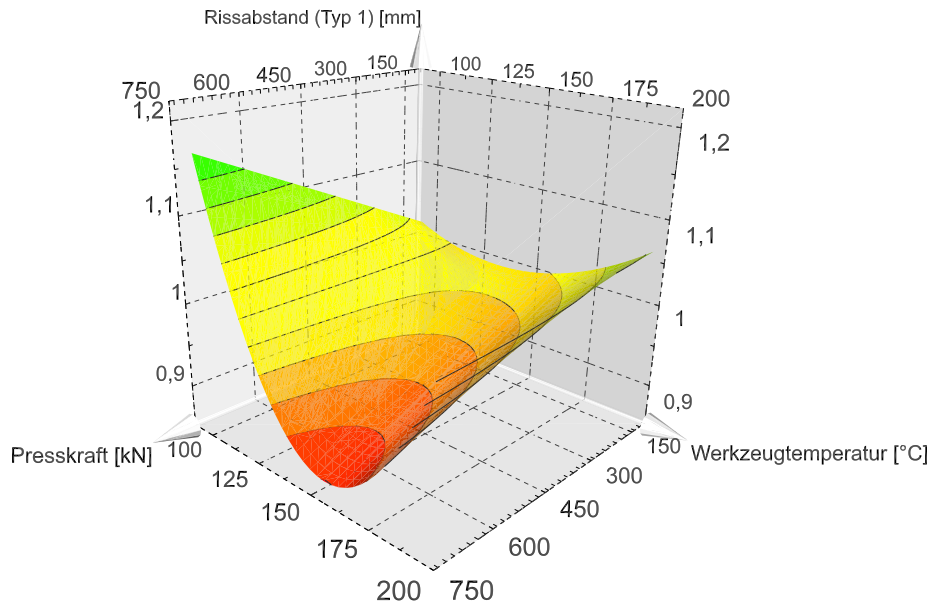


Abbildung 4.17: Dreidimensionales Konturdiagramm des Typ1 Rissabstands auf Basis des statistischen Modells für die Prozessparametervariation bei G1P3

Risstyp 2: Die Ausprägung von Risstyp 2 in Prozessstufe 1 beschränkt sich auf das Patchsegment s2 derjenigen Versuchskörper, die mit den Patchvarianten P3 sowie P6 hergestellt wurden. Die zugehörigen Ergebnisse sind in Abbildung 4.18 für alle Laminatkonfigurationen zusammengefasst. Verantwortlich für dieses Phänomen ist mit hoher Wahrscheinlichkeit die geringe Querzugfestigkeit der rein unidirektionalen Patches. Diese Aussage wird durch die Beobachtung gestützt, dass diejenigen Laminatkonfigurationen eine höhere Typ2 Rissdichte aufweisen, bei denen die Grundplatten der Patchschwindung einen erhöhten Verformungswiderstand entgegensetzen (G2P3 und G1P6). Im Vergleich hierzu reduziert sich bei G1P3 sowie G2P6 die Rissdichte in Segment s2, bedingt durch die geringere Quer- (G1P3) und Längssteifigkeit (G2P6) der Grundplatten. Qualitativ vergleichbar zu PS1, zeigen die genannten P3- und P6-Laminatkonfigurationen auch in Prozessstufe 2 eine Typ2 Rissbildung. Wie bereits für Typ1 ist eine quantitative Beurteilung allerdings nicht repräsentativ möglich. Es zeigt sich jedoch, dass die Rissdichte im Bereich des Radius erhöht ist und entlang der Schenkel des V-Profiles abnimmt. Abgesehen von den Ergebnissen der genannten P3- und P6-Varianten zeigt Abbildung 4.18 zudem, dass die übrigen Laminatkonfigurationen auch in Segment s2 Typ1 Rissabstände aufweisen.

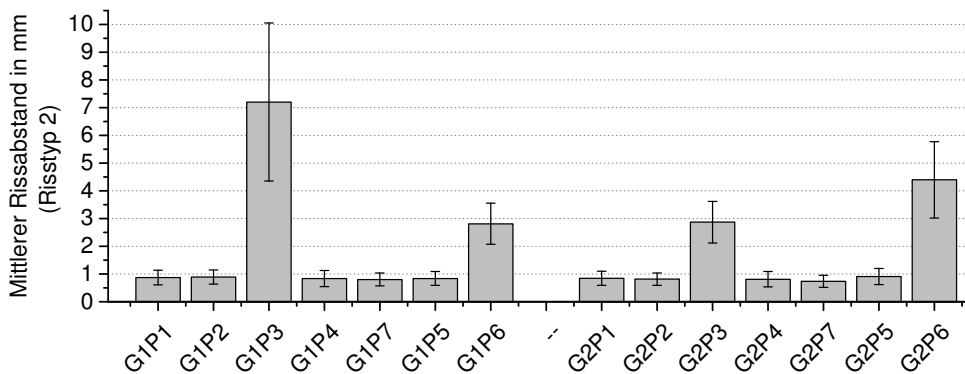


Abbildung 4.18: Mittlerer Rissabstand der Laminatkonfigurationen in Prozessstufe 2 (nur Segment 2)

Für den zweistufigen statistischen Versuchsplan von G1P3 war es weder für PS1 noch für PS2 möglich, die Typ2 Rissbildung durch ein Modell zu beschreiben. Die Daten für PS1 zeigen jedoch eine Tendenz auf, dass für  $p1$  sowie  $p2$  eine Erhöhung der Werkzeugtemperatur mit einer gesteigerten Typ2 Rissdichte in Verbindung gebracht werden kann. Die Variation des mittleren Rissabstands reicht von 4,0 mm (p2T3) bis 9,85 mm (p2T1). Für PS1 ist zugleich ersichtlich, dass für  $p3$  die höchsten Rissdichten zu erwarten sind. Die mittleren Rissabstände betragen zwischen 1,04 mm (p3T1) und 3,85 mm (p3T3). Vergleichbare Tendenzen konnten für PS2 nicht identifiziert werden. Eine abschließende Bewertung der Typ2 Rissbildung in Abhängigkeit von den Prozessparametern kann auf dieser Datenbasis nicht gegeben werden. Die Untersuchungen zeigen jedoch, dass die Prozessparameterkombination p2T2 keine gesteigerte Rissbildung erwarten lässt.

Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse wird angenommen, dass die Bildung von Rissen einen signifikanten Einfluss auf die Gestaltabweichungen der lokal verstärkten Versuchskörper nimmt. Neben der resultierenden Rissweitung, wird auch der Abnahme der Werkstoffsteifigkeit in diesem Kontext Bedeutung beigemessen. Letzterer Effekt ist in der Literatur insbesondere für duromere Werkstoffsysteme umfangreich beschrieben. Eine weitere Auseinandersetzung mit dieser These und den relevanten Literaturstellen erfolgt im Rahmen der Diskussion in Abschnitt 5.1.3.

## 4.2 Thermoanalytische und mechanische Werkstoffcharakterisierung

Zu Beginn dieses Kapitels wurde in Abschnitt 4.1.2 der Wärmehaushalt der Versuchskörper im Verlauf ihrer Herstellung detailliert analysiert. Zielsetzung dieser Untersuchungen war es, anhand der Temperaturverläufe die Grundlage für ein verbessertes Verständnis der mechanischen Eigenschaftsausprägung von CF/PPS zu schaffen. Die Kenntnis dieser thermischen Vorgänge liefert die Basis für eine Bewertung, ab welcher Temperatur mit signifikanten thermischen Spannungen, und in der Folge Gestaltabweichungen, zu rechnen ist. In der Literatur wird diese Temperatur von Wijskamp [43] und Brauner et al. [47] derart definiert, dass zum entsprechenden Zeitpunkt ein Anteil von 50 % des erreichbaren Kristallinitätsgrads vorliegt. Hintergrund dieser Annahme ist, dass für teilkristalline Thermoplaste erst durch die Bildung kristalliner Bereiche mit einer Ausprägung der mechanischen Eigenschaften oberhalb von  $T_g$  zu rechnen ist. Diese Zusammenhänge sind für die angestrebte Vorhersage und Bewertung der Gestaltabweichungen essentiell.

In den folgenden Abschnitten 4.2.1 und 4.2.2 werden zunächst die Ergebnisse der thermoanalytischen und mechanischen Werkstoffcharakterisierung vorgestellt. Hierzu wurden sowohl Analysen für UD-Tape, als auch für unverstärktes PPS Basismaterial durchgeführt. Im Anschluss folgt in Abschnitt 4.2.3 eine Verknüpfung der Ergebnisse mit den Daten aus Abschnitt 4.1.2 und das Ableiten von Schlussfolgerungen aus den gewonnenen Erkenntnissen. Weitere Kennwerte, die für die Simulation der Gestaltabweichungen erforderlich sind, werden im Kontext von Abschnitt 4.4 und im Anhang B.2 eingeführt.

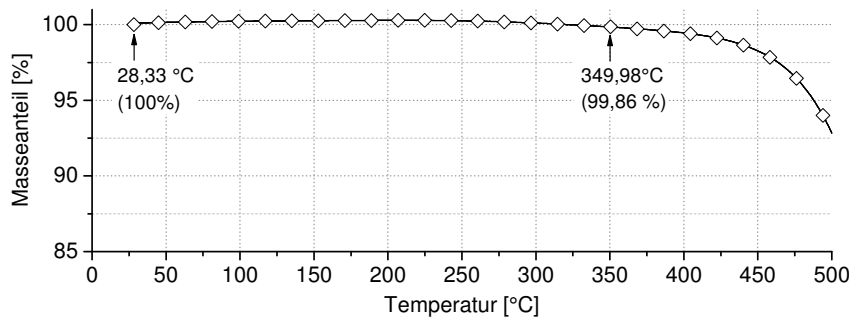
### 4.2.1 Thermoanalytische Untersuchungen

Der Fokus der thermoanalytischen Charakterisierung liegt auf der Analyse der morphologischen Zustandsänderungen des Werkstoffs PPS im Kontext der gewählten Verarbeitungsparameter in PS1 und PS2. Hierzu werden sowohl thermogravimetrische Analysen (TGA), als auch Messungen mittels dynamischer Differenz-Kalorimetrie (DSC) durchgeführt. Ergänzend erfolgt die Bestimmung der thermischen Längenausdehnungskoeffizienten von CF/PPS mittels eines Schubstangen-Dilatometers<sup>1</sup>.

1 TGA: ISO 11358; DSC: ISO 11357; DIL: ISO 11359 bzw. DIN 53752

### Thermogravimetrische Analyse (TGA)

Die thermogravimetrische Analyse wird für UD-Tape im Lieferzustand durchgeführt. Diese Messung dient der Absicherung, dass für die maximalen Verarbeitungstemperaturen in Prozessstufe 2 (350 °C) keine Degradation des Werkstoffs eintritt. Die zugehörige Messkurve wurde bei einer Heizrate von 10 K/min unter Sauerstoffatmosphäre ermittelt<sup>1</sup> und findet sich in Abbildung 4.19. Aus dieser Darstellung wird ersichtlich, dass für 350 °C lediglich 0,14 % Massenreduktion zu verzeichnen ist. Eine Degradation des Werkstoffs kann somit für die gewählte Verarbeitungstemperatur ausgeschlossen werden.



**Abbildung 4.19:** TGA-Messkurve des Tapematerials im Lieferzustand; die Messung erfolgte unter Sauerstoffatmosphäre

### Dynamische Differenz-Kalorimetrie (DSC)

Die nachfolgend präsentierten DSC-Untersuchungen teilen sich in drei Bereiche auf, in denen jeweils unverstärktes PPS Granulat sowie UD-Tape betrachtet werden:

- U1 Referenzmessungen der Werkstoffe im Lieferzustand.
- U2 Messungen im Anschluss an die Verarbeitung mit  $T_1$  bis  $T_3$ .
- U3 Messungen der Werkstoffe im Lieferzustand bei variierenden Kühlraten.

Die Durchführung der DSC-Messungen erfolgt unter Stickstoffatmosphäre mit einem geschlossenen, gelochten Aluminiumtiegel<sup>2</sup>. Die Definition der Einwaagen sowie der Heiz- und Kühlraten ist angelehnt an die Empfehlungen in [40, 41]. Auf Basis der Herstellerangaben für den Schmelzpunkt des Granulats sowie der UD-Tapes, wird eine Erwärmung des Materials auf 330 °C vorgenommen [179, 180]. An die Aufheizphase schließt sich eine Haltezeit von 2 min an, um ein vollständiges Aufschmelzen der kristallinen Bereiche sicherzustellen. Im Kontext der letztgenannten Untersuchung U3 werden die Experimente punktuell durch Flash-DSC Messungen der unverstärkten PPS Matrix ergänzt [192, 193]<sup>3</sup>. Dieses neuartige Verfahren erlaubt es, entgegen klassischer DSC-Geräte, Abkühlraten zu erzielen, wie sie im realen Presszyklus der Versuchskörperherstellung ermittelt wurden. Tabelle 4.4 fasst die jeweiligen Parameter der Untersuchungen U1 bis U3 zusammen. Für die weitere Analyse der Ergebnisse wird darauf hingewiesen, dass die Kristallisationsenthalpien der UD-Tapes,  $\Delta H_{c, \text{Tape}}$ , zunächst bezogen auf deren Probeneinwaage ermittelt werden. Zur

<sup>1</sup> TA Instruments TGA Q5000IR

<sup>2</sup> NETZSCH DSC 204 F1 Phoenix; die Durchführung der DSC-Messungen erfolgte in Zusammenarbeit mit der Arbeitsgruppe Materialien und Prüftechnik des Fraunhofer FIL, Augsburg.

<sup>3</sup> Mettler Toledo Flash-DSC 1; auf Grund der extrem geringen Einwaagen ist eine repräsentative Probenpräparation für CF/PPS nicht möglich; Die Bereitstellung der Rohdaten erfolgte durch den Lehrstuhl für Polymerphysik der Universität Rostock, Prof. Dr. Christoph Schick.

Tabelle 4.4: Parameter der Zyklenabfolge der DSC Untersuchungen

Untersuchung		U1	U2	U3.1	U3.2
Starttemperatur $T_{\text{start}}$	°C	30	30	30	50
Heizrate $\tau$	K/min	10	10	10	6000
Zieltemperatur $T_{\text{ziel}}$	°C	330	330	330	330
Haltezeit $t_h$	min	2	2	2	0,00167
Kühlrate K	K/min	10	10	10, 20, 40, 60	200, 400, 1000, 3000, 6000, 9000
Endtemperatur $T_{\text{end}}$	°C	30	30	30	

Für U1, U2 und U3.1 wurden je zwei Zyklen gefahren;

U3.2 erfordert verfahrensbedingt eine Aneinanderreihung aller Messungen

vergleichenden Bewertung des Kristallinitätsgrades  $X_c$  von UD-Tape und unverstärktem PPS Granulat ist somit eine Umrechnung von  $\Delta H_{c, \text{Tape}}$  auf den Massenanteil  $M$  der Matrix in den UD-Tapes, vorzunehmen. Die zugehörige Gleichung (2.3) wurde in Abschnitt 2.2.2 eingeführt. Der Kristallisationsgrad  $X_c$  wird im weiteren Verlauf auf Basis zweier Werte für die theoretische Gesamtenthalpie  $\Delta H_{c, \text{PPS}}^0$  der Matrix berechnet. In Anlehnung an [33] werden 80 J/g und 105 J/g gewählt. Dieses Vorgehen trägt dem Sachverhalt Rechnung, dass in der Literatur kein Konsens bezüglich  $\Delta H_{c, \text{PPS}}^0$  herrscht<sup>1</sup>. Die präsentierten Ergebnisse bilden somit eine Abschätzung des  $X_c$  Wertebereichs.

Beginnend mit Untersuchung U1 sind in Abbildung 4.20 die Messkurven der Materialien im Lieferzustand zu sehen. In deren jeweiligem ersten Aufheizzyklus (az1) zeigt sich bei etwa 120 °C das Maximum einer Nachkristallisation der Matrix. Dieses Phänomen, auch „kalte Kristallisation“ genannt, resultiert aus der rapiden Abkühlung der Materialien bei der Granulat- beziehungsweise Tapeherstellung.

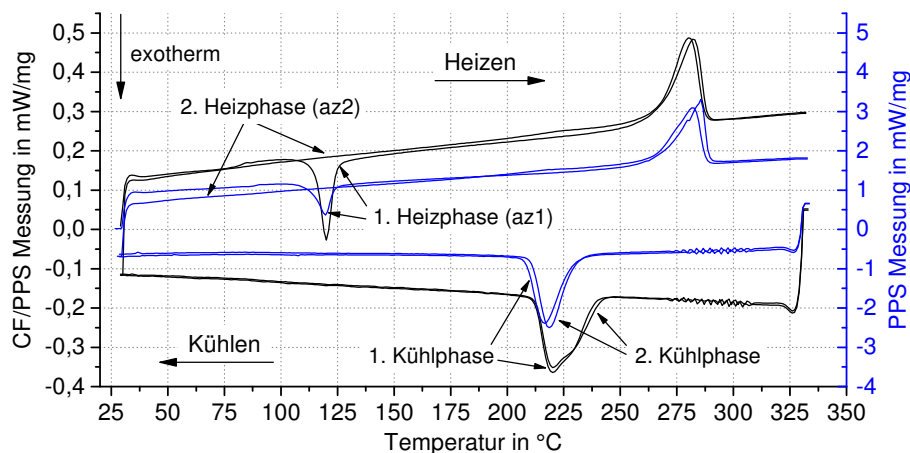


Abbildung 4.20: DSC-Messungen der Materialien im Lieferzustand, als Referenz für die Bewertung des initialen Kristallinitätsgrades

<sup>1</sup> Siehe auch Abschnitt 2.2.2

Basierend auf den Gleichungen (2.1) bis (2.3) listet Tabelle 4.5 die errechneten, initialen Kristallinitätsgrade der beiden Lieferformen. Darüber hinaus werden aus dieser Zusammenstellung die gesteigerten Kristallinitätsgrade im zweiten Aufheizzyklus (az2) deutlich. Bedingt durch die langsame Abkühlung mit  $K_{az1} = 20 \text{ K/min}$ , ist eine vollständige Ausprägung der kristallinen Anteile möglich. Die ermittelten Werte für unverstärktes PPS sind vergleichbar zu den Ergebnissen anderer Autoren aus Abschnitt 2.2.2. Entsprechende Abweichungen können unter anderem durch abweichende PPS Typen oder Maschineneinstellwerte der DSC begründet sein. Für UD-Tapes sind keine Werte aus der Literatur bekannt. Allerdings zeigen auch hier die Ergebnisse ähnliche Werte zu den Untersuchungen von Han et al. [48]. Dort erfolgte eine Untersuchung von kohlenstofffaserverstärktem PPS auf Basis von Gewebelhalbzeugen der Firma Tencate.

**Tabelle 4.5:** Berechnete Kristallinitätsgrade des PPS und CF/PPS im Lieferzustand (U1)

Zyklus	Werkstoff	$X_c(80 \text{ J/g})$	$X_c(105 \text{ J/g})$
az1	PPS	$0,452 \pm 0,024$	$0,345 \pm 0,018$
	CF/PPS	$0,243 \pm 0,040$	$0,185 \pm 0,030$
az2	PPS	$0,560 \pm 0,036$	$0,427 \pm 0,028$
	CF/PPS	$0,568 \pm 0,067$	$0,426 \pm 0,051$

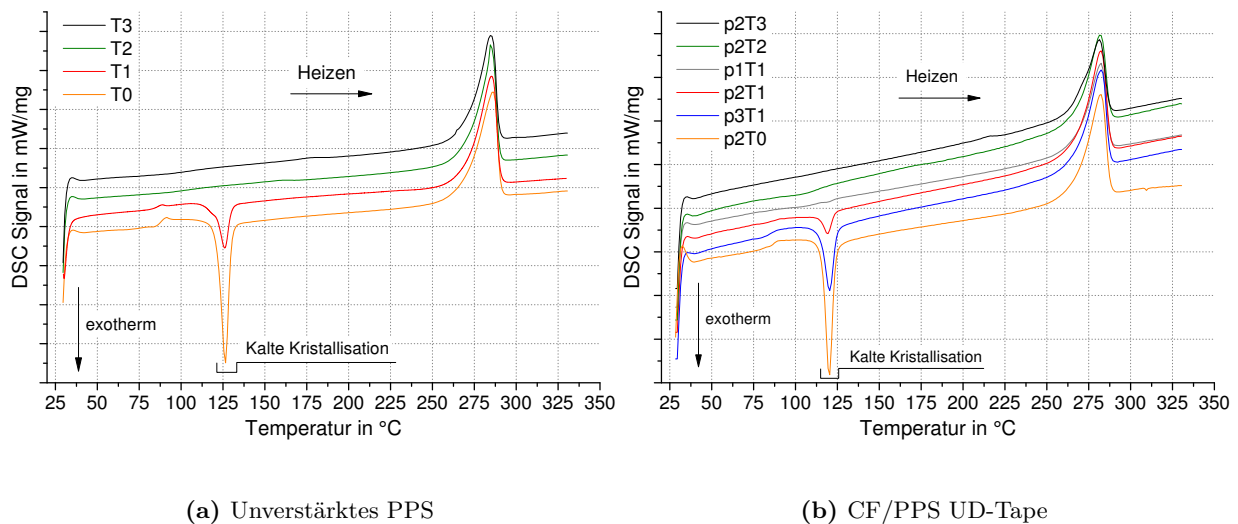
Zur weiterführenden Untersuchung eines möglichen Einflusses der Verarbeitungsparameter auf das Kristallisationsverhalten der Tapematrix, wurden Proben aus PS1 Versuchskörpern entnommen. Alle neun Prozessparameterkombinationen wurden untersucht und durch Proben aus einem mit p2T0 hergestellten Versuchskörper ergänzt. Analog wurden im Spritzgießverfahren Platten aus unverstärktem PPS zu Vergleichszwecken hergestellt. Die Ergebnisse von Untersuchung U2 sind in Tabelle 4.6 zusammengefasst.

**Tabelle 4.6:** Berechnete Kristallinitätsgrade für U2-Messungen des PPS und CF/PPS bei variierender Verarbeitungshistorie; die Werte beziehen sich auf den ersten Aufheizzyklus az1

Prozessparameter	Werkstoff	$X_c(80 \text{ J/g})$	$X_c(105 \text{ J/g})$
p2T0	PPS	0,249	0,190
	CF/PPS	0,244	0,186
T1	PPS	0,428	0,326
p1T1	CF/PPS	0,476	0,363
p2T1		0,453	0,345
p3T1		0,318	0,242
T2	PPS	0,558	0,425
	CF/PPS	$0,477 \pm 0,044$	$0,364 \pm 0,032$
T3	PPS	0,544	0,414
	CF/PPS	$0,484 \pm 0,089$	$0,369 \pm 0,068$

Ergänzend zu dieser tabellarischen Übersicht sind in Abbildung 4.21 exemplarische DSC-Kurven der unterschiedlichen Verarbeitungshistorien abgebildet. Die Daten zeigen, dass sich für T0 die Annahme bestätigt, wonach ein Abschrecken der Werkstoffe zu einer signifikanten Unterdrückung kristalliner Anteile führt. Zwar bestätigen die Ergebnisse keine vollständig amorphe

Struktur der Proben, der Kristallinitätsgrad wird im Verhältnis zu  $X_{c,PPS}^{U1,az2}$  und  $X_{c,Tape}^{U1,az2}$  jedoch um 55,5 und 57,0% reduziert. Bei der Bewertung dieses Ergebnisses ist zu berücksichtigen, dass bereits Brady [49] in seinen Arbeiten erwähnte, dass eine Bewertung des amorphen PPS nicht eindeutig möglich war. Er benennt dabei die Tatsache, dass bereits relativ zu Beginn der Heizphase eine Kristallisation des PPS einsetzt. Übertragen auf das Ergebnis in Tabelle 4.6 bedeutet dies, dass der angegebene Wert  $X_{c,p2T0}$  als konservative Abschätzung zu werten ist. Besitzen die Proben eine Verarbeitungshistorie mit Werkzeugtemperatur  $T1$  zeigt sich zudem eine Druckabhängigkeit des ermittelten Kristallinitätsgrades. Während p1T1 für CF/PPS noch keine Anzeichen einer kalten Kristallisation aufweist, ist diese für p2T1 sowie p3T1 mit steigendem Anteil vorhanden. Dieser Sachverhalt bestätigt sich auch für Proben aus unverstärktem PPS, die im Spritzgießen mit deutlich höheren Drücken von etwa 700 bar hergestellt wurden. Bei weiterer Erhöhung der Werkzeugtemperatur ist abschließend für  $T2$  und  $T3$  festzuhalten, dass keine signifikanten Unterschiede für  $X_c$  ermittelt werden. Die Ergebnisse zeigen keine Anzeichen einer kalten Kristallisation. Jedoch zeigt sich eine Tendenz zu geringeren Werten für  $X_{c,Tape}^{U2}$  gegenüber  $X_{c,Tape}^{U1,az2}$ , die mit hoher Wahrscheinlichkeit in der niedrigen Abkühlrate  $K_{az1}$  begründet ist.

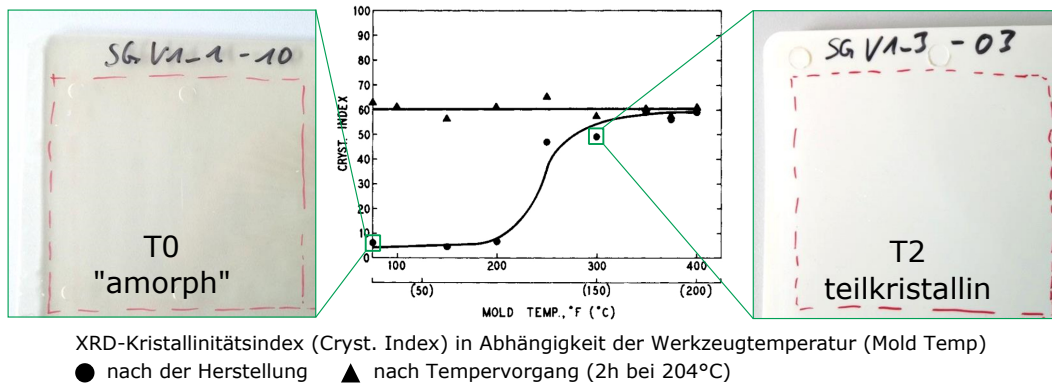


**Abbildung 4.21:** Erster Aufheizzyklus exemplarischer DSC-Messungen aus Untersuchung 2; um eine überlappungsfreie Darstellung zu ermöglichen, werden die jeweiligen Kurvenverläufe auf der Ordinate parallelverschoben

Als Ergänzung zur quantitativen Bewertung der Ergebnisse, veranschaulicht Abbildung 4.22 die visuellen Unterschiede der spritzgegossenen PPS-Platten, die mit  $T0$  und  $T2$  hergestellt wurden. Darin zeigt sich eine Transparenz der  $T0$  Platten (links), wohingegen die  $T2$  Platten (rechts) opak sind. Die gemeinsam mit den Fotos gezeigten Ergebnisse von Brady stützen die getroffenen Aussagen hinsichtlich der resultierenden Morphologie des PPS in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur<sup>1</sup>. Für Versuchskörper aus UD-Tape ist auf Grund des hohen Faservolumengehalts keine vergleichbare Illustration möglich. Es zeigt sich jedoch auch dort, dass  $T0$  in Oberflächen mit höherem Glanz münden, das Erscheinungsbild der Versuchskörper für  $T2$  und  $T3$  jedoch matt ist.

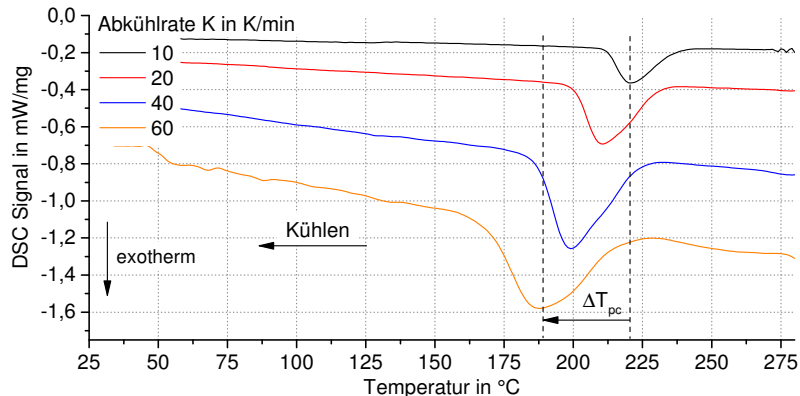
1 Es gilt zu berücksichtigen, dass die Ergebnisse in [49] auf vernetztem PPS der Firma Phillips Petroleum Company, Markenname Ryton, basieren und aus diesem Grund nur qualitativ auf dieser Arbeit übertragbar sind. Darüber hinaus nutzt er den aus der Röntgendiffraktometrie (XRD) abgeleiteten Kristallinitätsindex, der nicht mit dem Kristallinitätsgrad  $X_c$  gleichzusetzen ist.





**Abbildung 4.22:** Vergleich des Erscheinungsbilds einer „amorphen“ ( $T_0$ ) und teilkristallinen ( $T_2$ ) Matrixsubstanzprobe mit Bezug zu den Untersuchungen von [49]

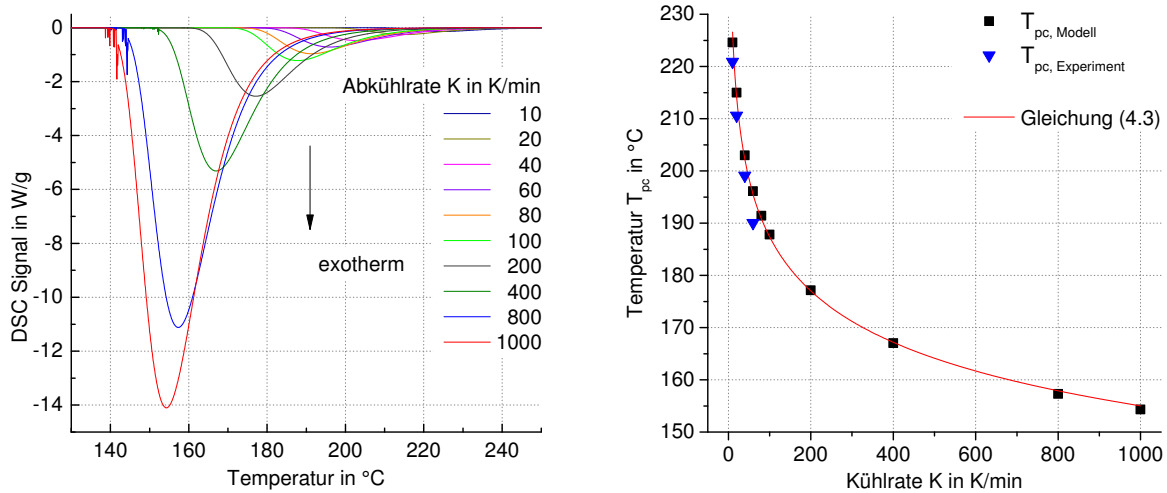
Wie in Abschnitt 2.2.2 eingeführt, zeigen teilkristalline Thermoplaste während der Abkühlung den Effekt der unterkühlten Schmelze. Die extrapolierte Kristallisationsstarttemperatur  $T_{eic}$  ist dabei abhängig von der Abkühlrate  $K$  und verschiebt sich für steigende  $K$  zu geringeren Temperaturen. Zur Bewertung dieses Effekts für CF/PPS, wurden Messungen mit Kühlraten von 10 bis 60 K/min durchgeführt. Abbildung 4.23 fasst die Kühlzyklen der DSC-Messungen von U3.1 für CF/PPS zusammen und belegt die erwartete Verschiebung des Kristallisationsvorgangs. Die Differenz der Kristallisationspeakwerte  $T_{pc}$  von 10 K/min und 60 K/min beträgt  $\Delta T_{pc} = 30,9^\circ\text{C}$ .



**Abbildung 4.23:** Kühlzyklen der U3.1-Messungen für CF/PPS als Basis für die Beschreibung der Kristallisationskinetik;  $\Delta T_{pc}$  illustriert die resultierende Verschiebung des Kristallisationspeakwerts  $T_{pc}$  als Funktion der Abkühlrate  $K$

Eine anschließende Modellierung der Kristallisationskinetik nach Avrami-Erofeev liefert sowohl für das PPS Granulat als auch für die UD-Tapes ein Modell, anhand dessen das Kristallisationsverhalten der Materialien für Abkühlraten von bis zu 1000 K/min extrapoliert werden kann<sup>1</sup>. Die berechneten Kurvenverläufe sind in Abbildung 4.24 für verschiedene Abkühlraten aufgetragen. Diese geben einen Anhalt für die weiterführende Verschiebung von  $T_{eic}$  und  $T_{pc}$  bei Abkühlraten größer 60 K/min. Zwar zeigt sich innerhalb des abbildbaren Versuchsraums bis 60 K/min eine gute Übereinstimmung mit den Experimenten, auf Grund der Extrapolation sind Daten höherer Abkühlraten jedoch mit Umsicht zu bewerten.

<sup>1</sup> Die Kinetikmodellierung erfolgte in Zusammenarbeit mit der Arbeitsgruppe Materialien und Prüftechnik des Fraunhofer FIL, Augsburg; Details bezüglich der zu Grunde liegenden Gleichungen finden sich im Anhang A.



(a) Berechnete DSC-Kurven mit variierender Abkühlrate  $K$  (b)  $T_{pc}$  der berechneten DSC-Kurven aus a) als Funktion der Abkühlrate

**Abbildung 4.24:** Grafische Darstellung der aus der Kinetikmodellierung resultierenden Ergebnisse

Auf Basis der Kinetikmodellierung ergibt sich für den Extremfall  $K = 1000 \text{ K/min}$  ein Wert  $T_{eic} = 175 \text{ °C}$ . Das Maximum der Kristallisation liegt bei  $T_{pc} = 154 \text{ °C}$  und entspricht dem Erreichen eines circa 65%-igen Anteils relativer Kristallinität. Der eingangs genannte 50%-ige Anteil wird für  $157 \text{ °C}$  erreicht. Unter Berücksichtigung der Tatsache, dass insbesondere die langkettigen Molekülketten zu den mechanischen Eigenschaften eines Thermoplasts beitragen, jedoch zunächst eine Kristallitbildung der kurzkettigen Anteile eintritt, wird entgegen [43, 47] im Folgenden  $T_{pc}$  als Erstarrungspunkt betrachtet. Werden nun die  $T_{pc}$  Werte als Funktion der Abkühlrate  $K$  aufgetragen, siehe Abbildung 4.24(b), ist eine Interpolation gemäß der Formel

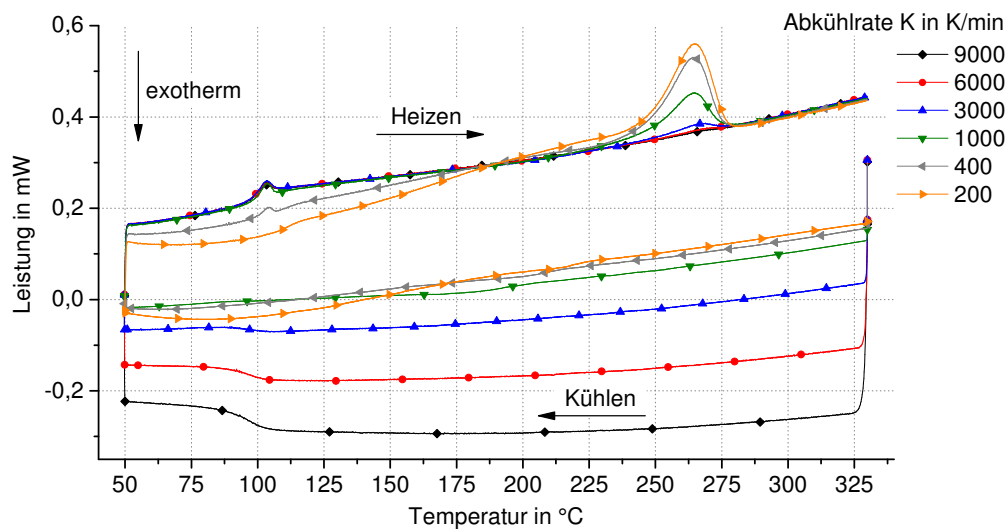
$$T_{pc}(K) = a K^b \quad (4.3)$$

mit

$$a = 273,97444 \quad ; \quad b = -0,08244 \quad (4.4)$$

mit hoher Genauigkeit möglich ( $R_{\text{kor}}^2 = 0,998$ ).

Eine Limitation des Modells aus Gleichung (4.3) liegt darin begründet, dass lediglich eine Abschätzung über die Verschiebung von  $T_{pc}$  generiert werden kann. Das Modell erlaubt auf Grund der Datenextrapolation jedoch keine Bewertung, ob Kristallisation tatsächlich stattfindet. Diesem Sachverhalt Rechnung tragend wird anhand der Flash-DSC Messungen in U3.2 das Ziel verfolgt, eine Abschätzung treffen zu können, ab welcher Abkühlrate nicht mehr mit der Bildung kristalliner Anteile zu rechnen ist. In Abbildung 4.25 sind zu diesem Zweck die Heiz- und Kühlzyklen aus U3.2 von 200 bis 9000 K/min aufgetragen. Der Heizzyklus bezieht sich dabei jeweils auf den vorangehenden Kühlzyklus, um eine Bewertung des resultierenden kristallinen Anteils zu ermöglichen. Im Hinblick auf die abgebildeten Kühlzyklen, lässt sich zunächst festhalten, dass in keinem Fall ein klarer Kristallisationspeak zu ermitteln ist. Eine Validierung der Modellvorhersagen gemäß Gleichung (4.3) ist somit nicht möglich. Einzig für  $K_{\text{PPS}} = 1000 \text{ K/min}$  ist ein schwach ausgeprägter Peak zu erkennen, dessen Maximum sich über einen Temperaturbereich von 168 bis  $183 \text{ °C}$  erstreckt. Dieser Wertebereich steht im Widerspruch zur Modellvorhersage, die für CF/PPS einen Wert von  $154 \text{ °C}$  prognostiziert. Gleichzeitig zeigt dieser Zusammenhang jedoch auf, dass



**Abbildung 4.25:** Ergebnisse der Flash-DSC Messungen für unverstärktes PPS zur Bewertung der Bildung kristalliner Anteile bei der Abkühlung mit hohen Abkühlraten  $K$

der relevante Temperaturbereich zumindest in Näherung getroffen wird. Für  $K_{\text{PPS}} > 1000$  K/min zeigen die Kühlzyklen bei etwa  $95$  °C eine klare und reproduzierbare Änderung der Wärmekapazität, die mit dem Glasübergang eines amorphen PPS korrespondiert. Im anschließenden Heizzyklus bestätigt sich, dass das PPS bei diesen hohen Kühlraten nur eingeschränkt in der Lage ist kristalline Anteile auszubilden. Für  $K_{\text{PPS}} \geq 3000$  K/min wird Kristallisation gar vollständig unterbunden. In allen Fällen tritt im anschließenden Heizzyklus bei etwa  $103$  °C zunächst der Glasübergang, gekoppelt mit einer Enthalpielaxation<sup>1</sup>, in Erscheinung. Eine anschließende kalte Kristallisation wird auf Grund der hohen Heizraten von  $6000$  K/min vollständig unterbunden. Abhängig von den kristallinen Anteilen die sich während der Abkühlung bilden konnten, folgt im Temperaturbereich von  $240$  bis  $275$  °C schließlich die endotherme Enthalpieänderung des Schmelzvorgangs  $\Delta H_m$ . Auch in diesem Zusammenhang zeigt sich, dass eine entsprechende Enthalpieänderung erst für  $K_{\text{PPS}} \leq 1000$  K/min nachzuweisen ist.

Die Bewertung der vorgestellten Ergebnisse dieses Abschnitts, sowie die resultierenden Schlussfolgerungen für diese Arbeit sind Bestandteil des Abschnitts 4.2.3 im Verlauf dieses Kapitels.

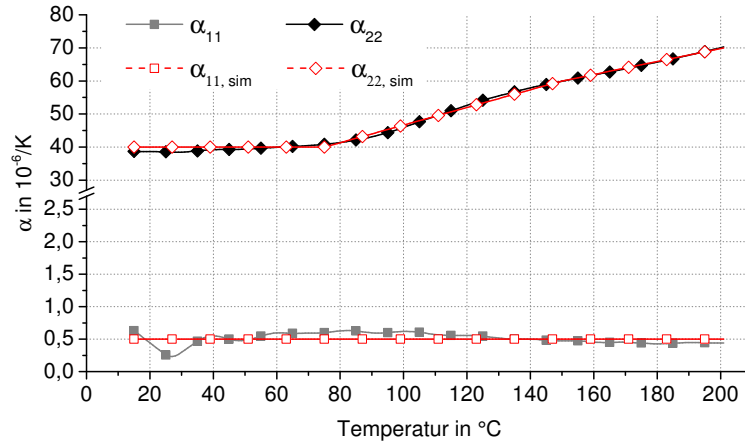
#### Linearer thermischer Wärmeausdehnungskoeffizient

In Abschnitt 2.3.3 wurde die besondere Bedeutung der anisotropen, thermischen Wärmedehnung für die Gestaltabweichung schalenförmiger Bauteile aus endlosfaserverstärkten Kunststoffen eingeführt. Sie bildet eine zentrale Eingangsgröße des Simulationsmodells, um eine akkurate Vorhersage von Verzug und Spring-in zu ermöglichen. Aus diesem Grund werden die linearen thermischen Wärmeausdehnungskoeffizienten des UD-Tapes experimentell bestimmt. Angewandt wird hierzu ein Schubstangen-Dilatometer mit Quarzglasprobenhalter<sup>2</sup>. Die Erwärmung der Probe in Heliumatmosphäre erfolgt mit  $2$  K/min. Die Probekörper besitzen die Abmessungen  $25 \times 4 \times 3,5$  mm<sup>3</sup> und werden mittels Wasserstrahlschneiden in  $0^\circ$  und  $90^\circ$  Orientierung aus einer konsolidierten Platte mit rein unidirektionalem Lagenaufbau entnommen. Nach der Probenentnahme werden die Stirnflächen des Probekörpers mit einem diamantbeschichteten Fräser nachgefräst, um Planparal-

<sup>1</sup> Erläuterungen zum Phänomen der Enthalpielaxation finden sich in [194, 195].

<sup>2</sup> Typ: NETZSCH 402 CD; die Ergebnisse basieren auf Rohdaten einer Auftragsmessung im Anwendungslabor der NETZSCH-Gerätebau GmbH.

leitität sicherzustellen. Die Ergebnisse der Messungen sind in Abbildung 4.26 dargestellt. Die dort ebenfalls gezeigten Interpolationen der Daten entsprechen den Werten, wie sie in Anhang B.2.2 für das Simulationsmodell zusammengefasst sind.



**Abbildung 4.26:** Messergebnisse der linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten für 0° und 90° Faserorientierung einer UD-Einzelschicht; rot dargestellt sind die zugehörige Approximationen der Messdaten, die im Simulationsmodell der mechanischen Analyse hinterlegt sind

#### 4.2.2 Temperatur- und richtungsabhängige Modulbestimmung der UD-Einzelschicht

Im Verlauf der Versuchskörperherstellung durchschreitet die PPS Matrix des Verbundwerkstoffs den gesamten Temperaturbereich von der Schmelze bis zur Raumtemperatur. Entsprechend der Charakteristik thermoplastischer Kunststoffe, ist im Verlauf dieser Temperaturänderung mit einem signifikanten Anstieg der Matrixsteifigkeit zu rechnen [30]. Im Hinblick auf die Ausprägung thermischer Spannungen und resultierender Gestaltänderungen, ist aus diesem Grund eine quantitative Kenntnis der Materialsteifigkeit als Funktion der Temperatur erforderlich. Die nachfolgend beschriebene Charakterisierung umfasst in diesem Kontext UD-Tapelaminat aus CF/PPS<sup>1</sup>.

Die Bestimmung der temperaturabhängigen, anisotropen Module erfolgt in Anlehnung an ISO 527-4 und ISO 14129<sup>2</sup>. Zur Prüfung der 0° Orientierung wird ein Probekörper mit den Abmessungen 100 × 11 × 2 mm<sup>3</sup> verwendet. Die Dehnungsmessung wird per Extensometer realisiert. Die Prüfung der 45° und 90° Orientierung erfolgt auf Basis von Typ 2 Normprüfkörpern. In diesem Fall werden die Dehnungen über Dehnmessstreifen aufgezeichnet. Zur Temperaturüberwachung werden zwei Typ K Thermolemente eingesetzt. Nach dem Erreichen der Zieltemperatur wird eine Verweilzeit von 30 min festgelegt, bevor mit der Prüfung begonnen wird. Die Lastaufbringung geschieht per Wegregelung mit Kraftlimit. Die Prüfgeschwindigkeit liegt bei 0,6 mm/min. Geeignete Lastniveaus wurden im Rahmen von Vorversuchen derart bestimmt, dass eine plastische Verformung oder Schädigung der Probe ausgeschlossen werden konnte.

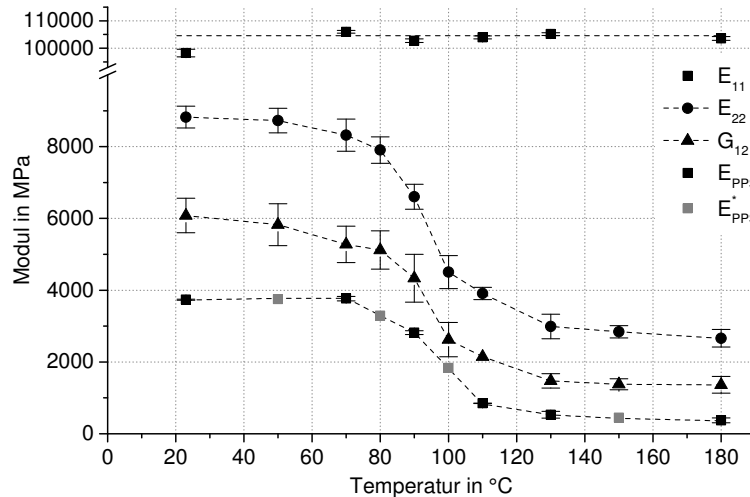
Die Bestimmung der Module erfolgt für verschiedene Temperaturniveaus im Bereich von 23 bis 180 °C<sup>3</sup>. Die Ergebnisse der Messreihen sind in Abbildung 4.27 zusammengefasst. Wie aus

1 Die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften erfolgte in Zusammenarbeit mit der Arbeitsgruppe Prozess- und Werkstoffbewertung des Fraunhofer IWM, Freiburg.

2 Genutzte Anlagentechnik: Hegewald & Peschke Inspekt table 100 und 250 Universalprüfmaschinen mit einer TH2700 Temperaturkammer

3 0° Faserorientierung: 23, 70, 90, 110, 130 und 180 °C;  
45° und 90° Faserorientierung: 23, 50, 70, 80, 90, 100, 110, 130, 150 und 180 °C

dieser Darstellung ersichtlich ist, zeigt sich für die  $0^\circ$  Prüfrichtung näherungsweise kein Einfluss der Temperatur auf den Elastizitätsmodul der CF/PPS Proben. Im Gegensatz dazu, ist für die  $45^\circ$  und  $90^\circ$  Prüfrichtung eine ausgeprägte Temperaturabhängigkeit zu beobachten. Deutlich zu erkennen ist der rapide Steifigkeitsabfall im Bereich der Glasübergangstemperatur.



**Abbildung 4.27:** Temperaturabhängige Modulverläufe von CF/PPS; die Messwerte des unverstärkten PPS dienen zu Vergleichszwecken, um den Trend der Kurvenverläufe für  $E_{22}$  sowie  $G_{12}$  zu bestätigen;  $E_{PPS}^*$  bezeichnet die linear interpolierten Zwischenwert der Messpunkte

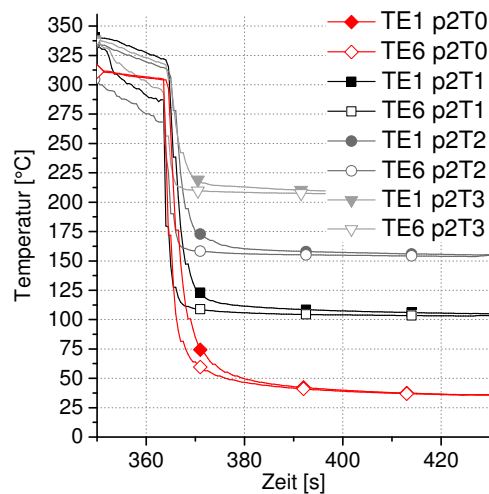
Ergänzend zeigt Abbildung 4.27 Ergebnisse für unverstärktes PPS, die zur Validierung des Kurvenverlaufs der UD-Laminat dienen können. Für deren Ermittlung findet ISO 527-2 Anwendung. Die Probekörper entsprechen Typ 1A und werden direkt im Spritzgießverfahren hergestellt. Der Prüfaufbau ist entsprechend den Tapelaminaten gewählt und die Dehnungsmessung wird mittels Extensometer realisiert. Für  $50, 80, 100$  und  $150^\circ\text{C}$  ergeben sich die Werte  $E_{PPS}^*$  als linear interpolierte Mittelwerte der benachbarten Messpunkte. Die Ergebnisse zeigen eine sehr gute Übereinstimmung des Kurvenverlaufs mit den  $45^\circ$  und  $90^\circ$  Faserorientierungen der CF/PPS-Prüfkörper und bestätigen darüber die Messungen der UD-Laminat.

#### 4.2.3 Zusammenfassende Bewertung der Charakterisierung im Hinblick auf die Prozessführung

Im Rahmen der vorgestellten Werkstoffcharakterisierung wurden umfangreiche DSC-Messungen durchgeführt sowie temperatur- und richtungsabhängige Module ermittelt. Die DSC Untersuchungen lieferten quantifizierte Daten zur Kühlratenabhängigkeit des Kristallisationsverhaltens der betrachteten Werkstoffe. Darüber hinaus bestätigte die mechanische Charakterisierung die signifikante Temperaturabhängigkeit matrixdominierter Steifigkeitskennwerte.

Die Ergebnisse der thermoanalytischen und mechanischen Werkstoffcharakterisierung werden an dieser Stelle mit der Analyse des Wärmehaushalts während der Versuchskörperherstellung in Verbindung gesetzt. In Abschnitt 4.1.2 wurden zu diesem Zweck die Abkühlraten während des Pressvorgangs für unterschiedliche Werkzeugtemperaturen ausgewertet. Abbildung 4.28 zeigt eine Überlagerung der jeweiligen Thermoelemente TE1 und TE6 für die Werkzeugtemperaturen  $T_0$  bis  $T_3^1$ . Wie aus dieser Darstellung ersichtlich wird, treten zu Beginn der Abkühlung keine Abweichungen der Temperaturverläufe zutage.

<sup>1</sup> Siehe auch Abbildung 4.1; TE1 entspricht darin dem Thermoelement in der Laminatmittelebene, TE6 dem oberflächennahen Thermoelement.



**Abbildung 4.28:** Überlagerung der Temperaturverläufe von T0 bis T3 in der Pressphase

Mit Blick auf den Kurvenverlauf für  $T_0$ , stellen sich in dieser Phase Abkühlraten von bis zu 5040 K/min ein. Erst mit Erreichen einer Temperatur von etwa 150 °C werden 3000 K/min knapp unterschritten. Eine Annäherung an eine Abkühlrate von 1000 K/min findet ab circa 100 °C statt. Auf Basis der Flash-DSC Messungen wurde in diesem Zusammenhang geschlussfolgert, dass bei Abkühlraten größer 1000 K/min keine Kristallisation zu erwarten ist. Werden diese Erkenntnisse zu den Temperaturverläufen von  $T_1$  bis  $T_3$  in Bezug gesetzt, so ist zu erwarten, dass erst mit der Abweichung dieser Temperaturverläufe von  $T_0$  eine Kombination aus Temperatur und Abkühlrate erreicht wird, für die ein Einsetzen der Kristallisation möglich ist. Gleichzeitig reduziert sich der Temperaturgradient innerhalb der Versuchskörper zu diesem Zeitpunkt bereits deutlich (siehe Abbildung 4.6), wodurch von einer homogenen Kristallisation der Matrix über den Querschnitt auszugehen ist.

Auf Basis dieser Zusammenhänge wird für diese Arbeit das folgende Postulat formuliert:

*Solange der Temperaturverlauf einer Werkzeugtemperatur zu einem bestimmten Zeitpunkt nicht signifikant vom Verlauf von  $T_0$  abweicht, kann auch für diese Werkzeugtemperatur keine Kristallisation der Matrix stattgefunden haben. In der Konsequenz ist vor dem Erreichen dieses Zeitpunkts nicht von einer Ausbildung thermischer Spannungen auszugehen.*

Diese Argumentation erlaubt für die Simulation der Gestaltabweichungen, eine alternative Betrachtung bei der Wahl der Starttemperatur der mechanischen Analyse. Eine Modellierung der Kristallisation auf Basis einer Subroutine kann auf diese Weise vermieden werden und reduziert den erforderlichen Modellierungs- sowie Berechnungsaufwand. Dieses Vorgehen unterscheidet sich maßgeblich von den in Abschnitt 2.3.6 beschriebenen Simulationsansätzen, und bietet das Potential zur einer deutlich vereinfachten Betrachtung der Problemstellung.

### 4.3 Analyse der Gestaltabweichungen auf Basis dreidimensionaler Scandaten

Die folgenden Abschnitte behandeln die experimentelle Bewertung der Gestaltabweichungen der Versuchskörper für die Prozessstufen 1 und 2 und bilden somit einen zentralen Bestandteil dieser Arbeit. Ziel ist es, den Effekt lokaler Verstärkungspatches, des Lagenaufbaus von Grundplatte und Patch sowie variierender Prozessparameter auf die resultierenden Gestaltabweichungen zu quantifizieren und beschreibbar zu machen. Hierdurch wird eine Grundlage für die in Kapitel 5

abzuleitenden Gestaltungsgrenzen und -richtlinien geschaffen. Des Weiteren dienen die experimentellen Ergebnisse als Vergleichsbasis für die Validierung der Simulationsergebnisse, die im weiterführenden Verlauf von Abschnitt 4.4 vorgestellt werden.

Voranehend zur Vorstellung der Ergebnisse, werden in Abschnitt 4.3.1 zunächst die Maßnahmen vorgestellt, die der Verifizierung des gewählten methodischen Vorgehens zur Bewertung der Gestaltabweichungen dienen. Anschließend folgt in Abschnitt 4.3.2 eine Klassifizierung übergeordneter Typen der Gestaltabweichung und die Einteilung der deformierten Versuchskörper in die Selbigen. Diese Klassifizierung geht einher mit Abschnitt 4.3.4, in dem die Definition von Kenngrößen erfolgt, anhand derer die Versuchskörper im weiteren Verlauf quantifizierbar bewertet werden. Im Anschluss an die Bewertung der unterschiedlichen Laminatkonfigurationen wird anhand der G1P3 Versuchskörper die weiterführende Betrachtung des Einflusses der Prozessparametervariation (Abschnitt 4.3.5) und nachgeschalteter Temperzyklen (Abschnitt 4.3.6) unternommen.

Die Bewertung der Gestaltabweichungen basiert auf einer Mindestanzahl von fünf Versuchskörper pro Variante. Bedingt durch Ausreißer stehen für die Auswertung vereinzelter Kenngrößen einer Laminatkonfiguration weniger Versuchskörper zur Verfügung. Auch in diesen Einzelfällen wurde jedoch eine Mindestanzahl von drei Versuchskörpern zu jedem Zeitpunkt sichergestellt. Darüber hinaus stehen für einige Laminatkonfigurationen mehr als die genannten fünf Versuchskörper zur Verfügung, um punktuell eine verbesserte statistische Absicherung der Ergebnisse zu erhalten<sup>1</sup>.

#### 4.3.1 Messfähigkeitsanalyse

Zu Beginn der Gestalterfassung der Versuchskörper wurden zwei Maßnahmen durchgeführt, um gewährleisten zu können, dass die Analyse der Gestaltabweichungen auf der Basis korrekter Scandaten aufbaut. Neben einer Bewertung der automatisierten Ausrichtung der Scandaten gegenüber der CAD-Sollgeometrie, umfasst dies eine Prüfung der Wiederholgenauigkeit des Scanvorgangs.

Der Referenzpunkt für die automatisierte Ausrichtung der PS1 Scandaten entspricht dem Zapfen im Mittelpunkt der Vorrichtung in Abbildung 3.12(a). Von diesem Punkt ausgehend wird im Verlauf der automatisierten Ausrichtungsroutine die gescannte Fläche des Versuchskörpers auf den nächstgelegenen Punkt der Oberseite der CAD-Sollgeometrie projiziert und die Abweichung als z-Koordinate ausgegeben. Bei der anschließenden Definition der Prüfpunktereihen entspricht der Referenzpunkt somit dem Kreuzungspunkt zwischen KSM und LSM. Eine Auswertung der z-Koordinate dieses Referenzpunkts gegenüber der CAD-Sollgeometrie lieferte über alle Serien hinweg eine maximale Abweichung von 0,2 mm. Der Mittelwert beträgt 0,015 mm. Diese geringen Abweichungen werden bei der Berechnung der geometrischen Kenngrößen kompensiert und beeinflussen somit nicht die Bewertung der Gestaltabweichungen.

Die Verifizierung der Messvorrichtung zur Gewährleistung reproduzierbarer Scandaten erfolgte anhand eines fünfmaligen Scans eines exemplarischen Bauteils der G1P3 Serie. Diese Wiederholungsmessungen wurden im Rahmen dieser Arbeit jeweils durch zwei unterschiedliche Bediener durchgeführt. Der Scanvorgang umfasst: Versuchskörper in die Vorrichtung einlegen, Oberfläche scannen, Versuchskörper aus der Vorrichtung entnehmen. Anschließend wird der Ablauf wiederholt. Durch einen anschließenden 3D-Vergleich in Geomagic Control wurden alle Scans untereinander verglichen. Die durchschnittliche Abweichung aller Scan-Vergleiche betrug 0,042 mm. Die maximale Abweichung eines Scan-Vergleichs wurde zu 0,053 mm ermittelt. Diese Wiederholgenauigkeit wird durch den Autor als ausreichend hoch bewertet.

---

<sup>1</sup> G1P3 →24 Stück; G1P5 →10 Stück; G2P5 →9 Stück

### 4.3.2 Kategorisierung der Deformationsmoden

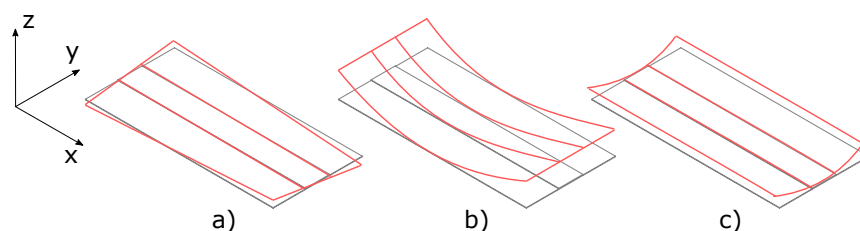
Wie in Abschnitt 3.1 eingeführt wurde, umfassen die Experimente zur Bewertung der Gestaltabweichungen zwei Versuchskörpergeometrien und eine breite Vielfalt unterschiedlicher Gelegevarianten. Um ein dreidimensionales Abbild der Versuchskörper zu generieren, wurden diese mittels Laser-Lichtschnittverfahren eingescannt. Ein anschließender 3D-Abgleich ermöglicht die ganzheitliche Ermittlung der Abweichungen der realen Versuchskörper von ihrer CAD-Sollgeometrie. Im weiteren Verlauf dieses Abschnitts werden die Ergebnisse zunächst in dieser ganzheitlichen Form der 3D-Vergleiche präsentiert. Diese vorangestellte globale Betrachtung der Ergebnisse dient einer ersten Veranschaulichung, um dem Leser ein weniger abstraktes Verständnis der auftretenden Gestaltabweichungen zu ermöglichen. Darauf aufbauend erfolgt eine Kategorisierung der einzelnen Versuchskörpervarianten entsprechend ihrer dominanten Deformationsmoden. Anschließend werden geometrische Kenngrößen abgeleitet, die es ermöglichen, einen quantifizierbaren Vergleich der unterschiedlichen Laminatkonfigurationen anzustellen. Die weiterführende Präsentation der Ergebnisse anhand der abgeleiteten Kenngrößen erfolgt in Abschnitt 4.3.4.

#### Überblick über die Gestaltabweichungen für PS1 und PS2

Prozessstufe 1 - Konsolidierte Gelegelamine:

Abbildung 4.30 zeigt die Ergebnisse der 3D-Vergleiche als eine Zusammenstellung repräsentativer Versuchskörper aus jeder Gruppe der Laminatkonfigurationen. Grün steht hierbei für eine Nullabweichung relativ zur CAD-Sollgeometrie. Bereits aus dieser Übersicht wird klar ersichtlich, dass die lokale Einbringung eines Verstärkungspatches gravierenden Einfluss auf das sich ausgeprägte Deformationsverhalten der Versuchskörper nimmt. Dies gilt insbesondere bei der Patchvariation mit gleichbleibender Grundplatte (G1P1 bis G1P7), für die ein breites Spektrum unterschiedlicher Verformungen beobachtet wird. Beim Vergleich identischer Patches mit einer Variation der Grundplatte (G1Pn mit G2Pn) ist jeweils eine vergleichbare Systematik der Verformungen zu erkennen. Die erste visuelle Begutachtung lässt jedoch auf eine unterschiedlich starke Ausprägung der Absolutwerte schließen. Eine Bestätigung dieser Annahme kann erst im weiteren Verlauf der Ergebnispräsentation erfolgen.

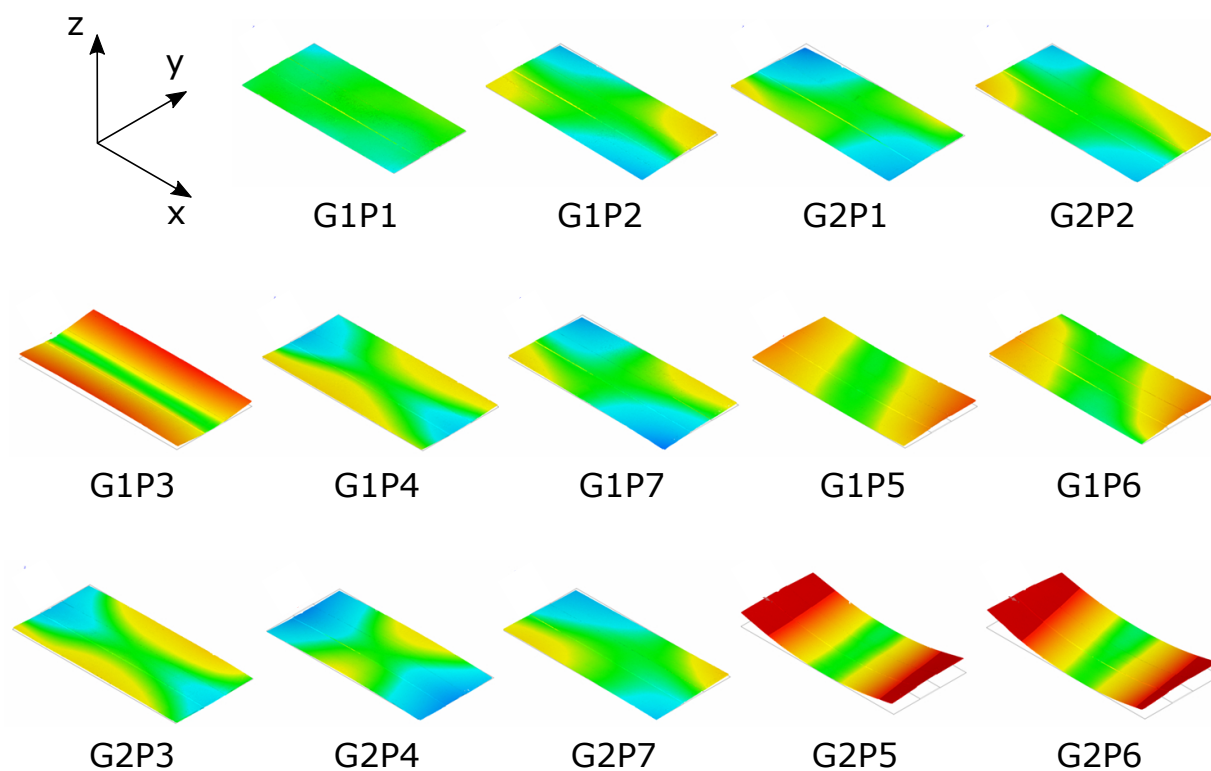
Ausgehend von dieser globalen Betrachtung können drei zentrale Deformationsmoden für die PS1 Versuchskörper definiert werden. Diese sind in Abbildung 4.29 benannt. Darüber hinaus existieren Fälle kombinierter Deformationsmoden, wie zum Beispiel anhand von Variante G1P4 ersichtlich wird. Diese zeigt eine Überlagerung der Längs- und Querkrümmung, zu erkennen am X-förmigen Verlauf der grünen Bereiche.



**Abbildung 4.29:** Grundarten der Gestaltabweichungen

- a) Verdrillung entlang der x-Achse (Torison)
- b) Krümmung entlang der x-Achse (Längsverzug)
- c) Krümmung entlang der y-Achse (Querverzug)





**Abbildung 4.30:** Gesamtheitlicher Überblick der Deformationsmoden für die Versuchskörper der Prozessstufe 1

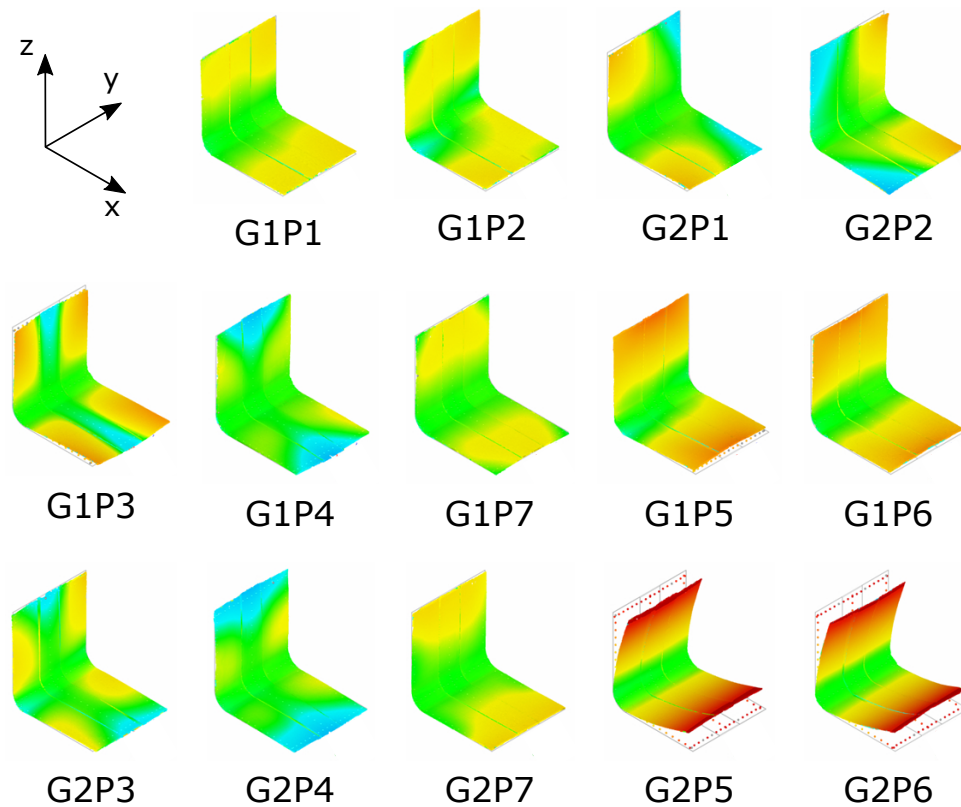
Prozessstufe 2 - Winkelprofile:

Analog zu PS1 zeigt Abbildung 4.31 repräsentative Ergebnisse der 3D-Vergleiche für PS2 Versuchskörper. Sie illustriert, dass grundsätzlich vergleichbare Ausprägungen der Gestaltabweichungen zu PS1 zu verzeichnen sind. Eine erste visuelle Inspektion der Daten lässt zudem vermuten, dass durch die Umformung eine geringere Ausprägung der überlagerten Verdrehung als für PS1 vorliegt. Wie schon für PS1 sind auch für PS2 zunächst die quantifizierten Analysen in Abschnitt 4.3.4 abzuwarten, bevor eine abschließende Bewertung dieser Annahme möglich ist.

#### 4.3.3 Ableiten geometrischer Bewertungskenngrößen

Zum quantitativen Vergleich der verschiedenen Versuchskörpervarianten sind die vorangehend gezeigten, globalen Betrachtungsweisen nicht praktikabel. Stattdessen werden auf Basis der extrahierten Prüfpunkte geometrische Kenngrößen zur Bewertung der Gestaltabweichungen abgeleitet. Auf Basis der Abbildungen 4.30 und 4.31 ist für PS1 und PS2 eine gemeinsame Definition dieser Kenngrößen möglich. Diese Tatsache ist im Sinne einer Vergleichbarkeit der Ergebnisse zwischen den Prozessstufen vorteilhaft. Die Definitionen der Kenngrößen sind im Detail jedoch abzuwandeln, da die Längsachse der PS2-Versuchskörper nicht mehr gestreckt in der xy-Ebene vorliegt. Stattdessen folgt sie der Kontur des Versuchskörpers<sup>1</sup>. Die abgeleiteten Kenngrößen, welche in den folgenden Paragraphen im Detail vorgestellt werden, sind in Tabelle 4.7 zusammengefasst. Unterschiede der Kenngrößendefinitionen in PS1 und PS2 werden im jeweiligen Paragraphen eingeführt.

<sup>1</sup> Entsprechend der 0° Orientierung der Tapelaminare



**Abbildung 4.31:** Gesamtheitlicher Überblick der Deformationsmoden für die Versuchskörper der Prozessstufe 2

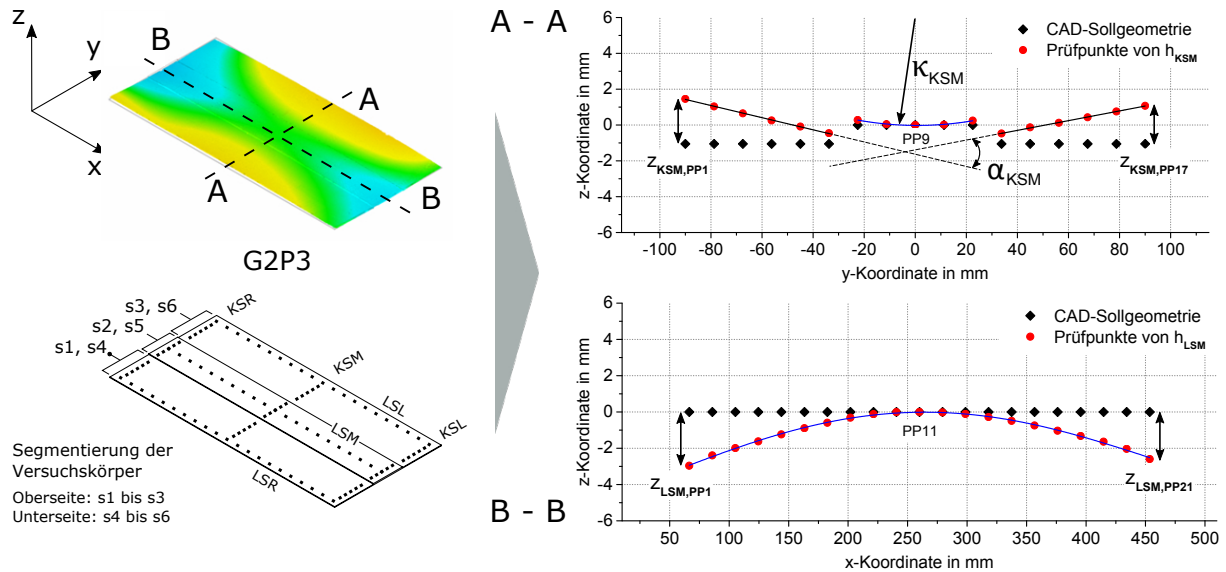
An dieser Stelle wird daran erinnert, dass die Prüfpunktereihen nicht den exakten Bauteilkanten entsprechen, sondern innerhalb des Versuchskörpers platziert sind. Die Absolutwerte der Kenngrößen sind hierdurch in sich konsistent, spiegeln jedoch nicht exakt die geometrischen Abweichungen der Bauteilkanten wider.

**Tabelle 4.7:** Geometrische Kenngrößen zur quantitativen Bewertung der Gestaltabweichungen der Versuchskörper

Kenngröße	Einheit	Beschreibung	Ausgewertete Prüfpunkte
$h_{KS}$	mm	Verzug der kurzen Seite	KSL / KSM / KSR
$h_{LSM}$	mm	Verzug der langen Seite	LSM
$\alpha_{KS}$	°	Schnittwinkel zwischen Segment s1 und s3	KSL / KSM / KSR
$\kappa_{KS}$	$\text{mm}^{-1}$	Querkrümmung des Segments s2	KSL / KSM / KSR
$\Omega_{KS}$	$1/(\text{° mm})$	Formfaktor der kurzen Seite	KSL / KSM / KSR
$\gamma$	°	Verdrillung entlang der Längsachse	KSL / KSR
$\theta$	°	Winkeländerung der PS2 Versuchskörper	LSM

Verzug  $h_{KS}$  und  $h_{LSM}$ 

Der Verzug der kurzen Seite  $h_{KS}$  und der langen Seite  $h_{LSM}$  wird anhand der Prüfpunktereihen KSL / KSM / KSR sowie LSM ermittelt. Durch die Positionierung von KSM und LSM entlang der Mittelebenen der Versuchskörper eignen sich diese Prüfpunktereihen besonders für die Bestimmung neutraler Absolutwerte und deren Vergleich über die Laminatvarianten und Prozessstufen hinweg. Ergänzt wird KSM durch die Ränder KSL sowie KSR, die eine ergänzende Bewertung über die Varianz von  $h_{KS}$  entlang der Längsachse zulassen. Abbildung 4.32 veranschaulicht die Definition der Kenngrößen für einen PS1 Versuchskörper anhand von Schnitten entlang von KSM und LSM.



**Abbildung 4.32:** Illustration zur Bewertung des Verzug der kurzen ( $h_{KS}$ ) und langen ( $h_{LSM}$ ) Seite, des Schnittwinkels  $\alpha_{KS}$  sowie der Patchkrümmung  $\kappa_{KSM}$

Maßgabe für die Bewertung dieser Kenngrößen ist, dass ihre jeweils äußersten Prüfpunkte<sup>1</sup> auf gleicher Höhe liegen. Dabei ist zu berücksichtigen, dass durch die Gestaltabweichungen der Versuchskörper insbesondere für KSL sowie KSR eine signifikanter Höhenversatz des Querschnitts gegenüber der Sollgeometrie vorliegen kann. In Anbetracht dieser Randbedingungen erfolgt die Berechnung von  $h_{KS}$  und  $h_{LSM}$  durch Mittelwertbildung und einen Ausgleich des Höhenversatzes, um ein neutrales Vergleichsmaß zu erhalten. Die zugehörigen Gleichungen sind:

$$h_{KS} = \frac{z_{KS, PP1} + z_{KS, PP17}}{2} - z_{KS, PP9} \quad (4.5)$$

$$h_{LSM, PS1} = \frac{z_{LSM, PP1} + z_{LSM, PP21}}{2} - z_{LSM, PP11} \quad (4.6)$$

Für die Bewertung von KSL und KSR in Prozessstufe 2 war es erforderlich den Randabstand dieser Prüfpunktereihen gegenüber PS1 zu erhöhen, um ein Extrahieren der Kenngrößen sicherstellen zu können<sup>2</sup>. Demnach ist ein direkter Vergleich der Absolutwerte für  $h_{KSL}$  sowie  $h_{KSR}$  nicht vollständig prozessstufenübergreifend möglich. Stattdessen sind für PS2 leicht reduzierte Absolutwerte zu erwarten. Im Extremfall von G1P3 wird eine systematische Abweichung gegenüber PS1 von bis

<sup>1</sup> Spezifische Prüfpunkte einer Reihe werden entlang der positiven Achsenrichtung des Koordinatensystems wie folgt bezeichnet: PP1, PP2, etc.

<sup>2</sup> Siehe auch Abschnitt 3.3.3

zu 0,7 mm erreicht. Die Berechnung von  $h_{KS}$  erfolgt ungeachtet dessen analog zu PS1. Für  $h_{LSM}$  hingegen ist eine getrennte Bewertung der Schenkel in PS2 vorzusehen. Die angepasste Gleichung lautet:

$$h_{LSM,PS2} = \frac{(x_{LSM,PP1} - x_{LSM,PP11}) + (z_{LSM,PP21} - z_{LSM,PP14})}{2} \quad (4.7)$$

#### Schnittwinkel $\alpha_{KS}$

Eine weitere Möglichkeit zur Bewertung der Querschnittänderung entlang der Längsachse ist  $\alpha_{KS}$ , der eingeschlossene Winkel der Grundplattensegmente s1 und s3. Eine Änderung von  $\alpha_{KS}$  korrespondiert mit einer Zu- oder Abnahme der Gestaltabweichung der kurzen Seite und ermöglicht somit eine Bewertung des Querschnittverlaufs. Zur Berechnung von  $\alpha_{KS}$  werden die jeweiligen Prüfpunkte der Segmente s1 und s3 zunächst durch eine lineare Interpolation  $s_i(y) = m_i y + z$  beschrieben. Anschließend wird der Schnittwinkel der beiden Geraden über die Gleichung

$$\alpha_{KS} = \tan^{-1} \left( \left| \frac{m_1 - m_3}{1 + m_1 m_3} \right| \right) \quad (4.8)$$

berechnet. In Gleichung (4.8) beschreiben  $m_1$  und  $m_3$  die Geradensteigungen der jeweiligen Segmentinterpolationen  $s1(y)$  und  $s2(y)$ . In diesem Zusammenhang ist hervorzuheben, dass der berechnete Schnittwinkel  $\alpha_{KS}$  lediglich Absolutwerte liefert. Erst anhand einer Vorzeichenbewertung der Geradensteigungen  $m1$  und  $m3$  ist eine Fallunterscheidung hinsichtlich  $\alpha_{KS}$  möglich.

#### Querkrümmung des Patches $\kappa_{KS}$

Die Ausprägung der Querkrümmung  $\kappa_{KS}$  eines Versuchskörpers wird vom wechselwirkenden Schwindungsverhalten der Grundplatte und des Patches dominiert. Sie konzentriert sich somit auf das Grundplattensegment s2. Durch eine Interpolation der Patch-Prüfpunkte von KSL, KSM und KSR<sup>1</sup> mit einem Polynom zweiter Ordnung der Form  $s_2(y) = a y^2 + b y + c$  ist eine Berechnung der Patchkrümmung für PS1 und PS2 anhand von Gleichung (4.9) möglich [196].

$$\kappa_{KS}(y) = \frac{\frac{d^2 s_2}{dy^2}}{\left(1 + \left(\frac{ds_2}{dy}\right)^2\right)^{3/2}} = \frac{2a}{\left(1 + (2ay + b)^2\right)^{3/2}} \quad (4.9)$$

#### Verdrillung entlang der Längsachse $\gamma$

Zur Bewertung der Verdrillung wird auf ein vereinfachtes Vorgehen zur Berechnung zurückgegriffen, das analog zu  $\alpha_{KS}$  auf der Bewertung des Schnittwinkels zweier Geraden basiert. Dieses Vorgehen lehnt sich an die Definition der Torsion aus der technischen Mechanik an, wonach die Verdrehung zweier Stirnflächen in einem Verdrehwinkel resultiert [197].

Als Basis der Berechnung von  $\gamma$  in Prozessstufe 1 dienen entsprechend Abbildung 4.33 die Verbindungslinien der äußeren Prüfpunkte von KSL und KSR<sup>2</sup>. Die Steigungen dieser Verbindungslinien,  $m_{KSL}$  und  $m_{KSR}$ , können analog zu  $m_1$  und  $m_2$  in Gleichung (4.8) eingesetzt werden, um den Verdrehwinkel  $\gamma$  zu berechnen. Für PS2 Versuchskörper erfolgt die Berechnung von  $\gamma$  individuell für die einzelnen Schenkel des V-Profiles. Dabei dienen  $m_{KSL}$  in Verbindung mit  $m_{KSM}$  sowie  $m_{KSR}$  mit  $m_{KSM}$  als Berechnungsgrundlage.

1 Die Patch-Prüfpunkte sind PP7 bis PP11.

2 Jeweils PP1 und PP17

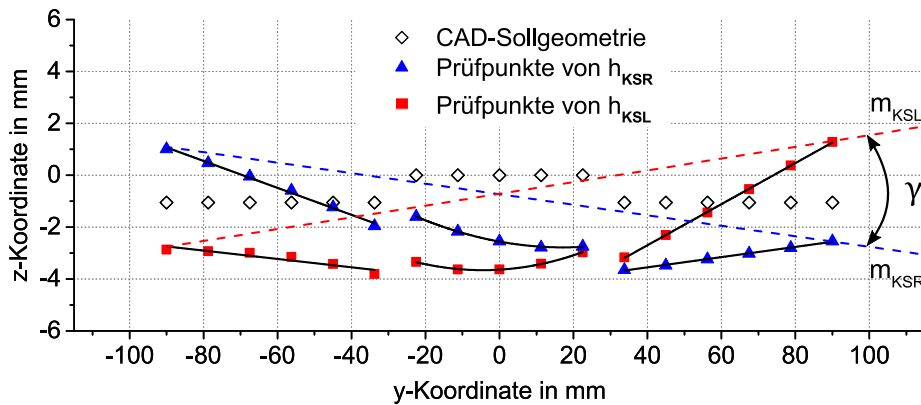


Abbildung 4.33: Überlagerung der Prüfpunktereihen KSL und KSR eines exemplarischen G2P3 Versuchskörpers zur Veranschaulichung der Berechnung der Verdrillung  $\gamma$

Formfaktor  $\Omega_{KS}$

Neben der Definition einzelner Kennwerte wird das Verhältnis

$$\Omega_{KS} = \frac{\kappa_{KS}}{\alpha_{KS}} \tag{4.10}$$

als Formfaktor der kurzen Ränder definiert. Wie in Abbildung 4.34 illustriert ist, eignet sich  $\Omega_{KS}$  für eine neutrale Bewertung des Querschnitts der Versuchskörper. So ermöglicht es  $\Omega_{KS}$  eine Querschnittänderung entlang der Längsachse auch dann zu erkennen und zu beschreiben, wenn sich Störeinflüsse überlagern.

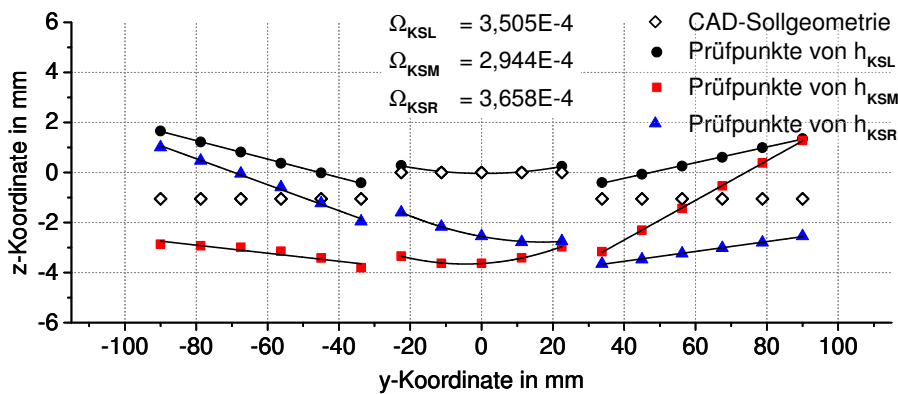


Abbildung 4.34: Formfaktor  $\Omega_{KS}$  eines exemplarischen G2P3 Versuchskörpers zur neutralen Bewertung des Querschnitts der kurzen Ränder

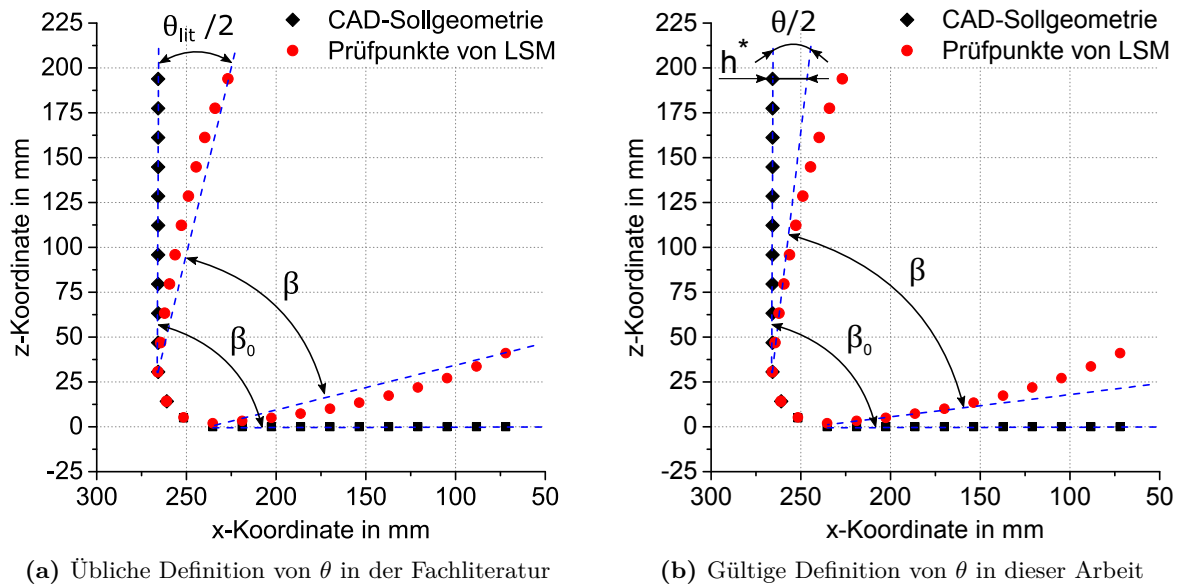
Weist ein Versuchskörper eine einheitliche Gestaltabweichung der kurzen Seite auf, bleibt  $\Omega_{KS}$  konstant. Wird der Wert  $\Omega_{KS}$  größer oder kleiner, ändern sich die Kenngrößen  $\alpha_{KS}$  und  $\kappa_{KS}$  nicht im gleichen Verhältnis. Dies korreliert mit einer Aufweitung, respektive Verengung, des Querschnitts. Eine entsprechende Fallunterscheidung für die Änderung von  $\Omega_{KS}$  in Abhängigkeit der Änderung der Größen  $\alpha_{KS}$  und  $\kappa_{KS}$  ist in Tabelle 4.8 zusammengefasst.

**Tabelle 4.8:** Fallunterscheidung für die Änderung von  $\Omega_{\text{KS}}$  in Abhängigkeit einer Änderung von  $\alpha_{\text{KS}}$  sowie  $\kappa_{\text{KS}}$

$\Delta\Omega_{\text{KS}}$	$\alpha_{\text{KS}} \uparrow, \kappa_{\text{KS}} \uparrow$	$\alpha_{\text{KS}} \downarrow, \kappa_{\text{KS}} \downarrow$	$\alpha_{\text{KS}} \uparrow, \kappa_{\text{KS}} \downarrow$	$\alpha_{\text{KS}} \downarrow, \kappa_{\text{KS}} \uparrow$
$\Delta\alpha_{\text{KS}} = \Delta\kappa_{\text{KS}}$	konst.	konst.	$\searrow$	$\nearrow$
$\Delta\alpha_{\text{KS}} > \Delta\kappa_{\text{KS}}$	$\searrow$	$\nearrow$	$\searrow$	$\nearrow$
$\Delta\alpha_{\text{KS}} < \Delta\kappa_{\text{KS}}$	$\nearrow$	$\searrow$	$\searrow$	$\nearrow$

### Spring-in $\theta$

Für die Definition des Spring-in  $\theta$  dominiert in der Literatur die einfache Berechnung des Differenzwertes zwischen dem eingeschlossenen Winkel  $\beta$  und dem Winkelsollmaß  $\beta_0$ <sup>1</sup>. Wie Abbildung 4.35(a) illustriert, ist diese Definition jedoch lediglich eindeutig, solange keine Überlagerung von Spring-in und Verzug vorliegt. Andernfalls wird  $\theta$  anhand der Schenkelsekante berechnet und in der Folge für Versuchskörpervarianten mit dominanter Längskrümmung deutlich überschätzt. Da diese Längskrümmung im vorliegenden Fall zudem abhängig ist von der Laminatkonfiguration des Versuchskörpers, ist eine Generierung repräsentativer Vergleichsdaten auf diesem Wege nicht möglich. Diese Problemstellung wurde bereits von Flanagan [73], Arafath [86], C. Albert et al. [107] und Bebamzadeh [145] grundsätzlich erörtert, und ist auch im Folgenden auf Grund der lokalen Verstärkungspatches gesondert zu berücksichtigen. Die resultierende Abwandlung der Definition von  $\theta$  ist in Abbildung 4.35(b) anhand eines G2P6 Versuchskörpers dargestellt.



**Abbildung 4.35:** Unterschiede in der Ermittlung des Spring-in von Winkelprofilen, basierend auf einem G2P6-Versuchskörper

In Anbetracht dieser Randbedingungen wird folgendes Vorgehen definiert:

Die LSM-Prüfpunkte PP9 und PP11 sowie PP14 und PP16 werden zunächst jeweils durch eine Gerade verbunden. Diese Geraden besitzen in Näherung einen tangentialen Verlauf an den Radius des PS2 Versuchskörpers. Die Berechnung des Spring-in  $\theta$  ergibt sich anschließend analog zur

<sup>1</sup> Siehe auch Abschnitt 2.3.5

Literatur als Winkeldifferenz zwischen dem Schnittwinkel  $\beta$  der interpolierten Geraden und dem Winkel der CAD-Sollgeometrie ( $\beta_0$ ). Im folgenden Verlauf wird die Begrifflichkeit „Spring-in“ vorzeichenunabhängig genutzt. Eine Aufweitung des V-Profiles entspricht dabei einem Wert  $\theta > 0$ . In Ergänzung zu  $\theta$  lässt sich über den formalen Zusammenhang

$$h_{\text{LSM}}^* = l_s \tan\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (4.11)$$

eine vergleichende Bewertung des rein auf Spring-in basierenden Längsverzugs  $h_{\text{LSM}}^*$  und dem Gesamtlängsverzug  $h_{\text{LSM}}$  realisieren. Dabei beschreibt  $l_s$  die Schenkellänge der CAD-Sollgeometrie.

#### 4.3.4 Auswertung der Gestaltabweichungen für Prozessstufe 1 und 2

Die vorangehend definierten geometrischen Kenngrößen werden im Folgenden auf die Scandaten der Versuchskörper angewandt. Im Vordergrund steht eine ganzheitliche Betrachtung der Variantenvielfalt, die punktuell um die Beschreibung von Besonderheiten einzelner Laminatkonfigurationen ergänzt wird. Einzelne Ausreißer innerhalb der jeweiligen Betrachtung einer Kenngröße werden auf Basis von Box-Whisker-Grafiken<sup>1</sup> identifiziert. Als Kriterium für die Definition eines Ausreißers wurde ein 1,5-facher Interquartilsabstand festgelegt.

Verzug  $h_{KS}$  und  $h_{LSM}$

$h_{KS}$ :

Der Verzug der kurzen Seite der Versuchskörper ist in Abbildung 4.36 gesamtseitlich für PS1 zusammengefasst. Die Darstellung beinhaltet eine Sortierung der Daten entsprechend Grundplattentyp G1 und G2, mit jeweils aufsteigender Patchnummer.

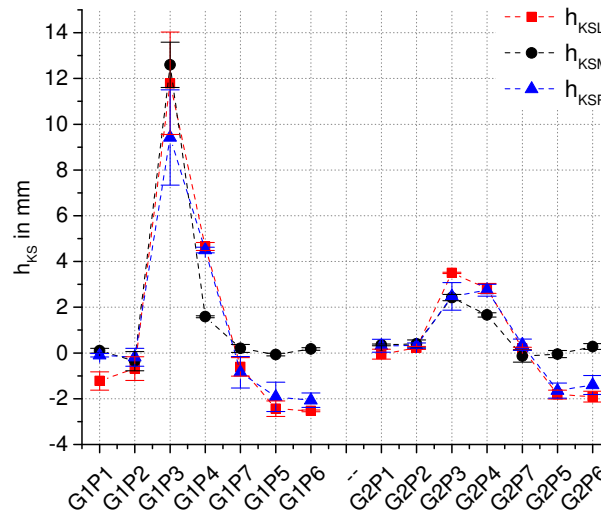


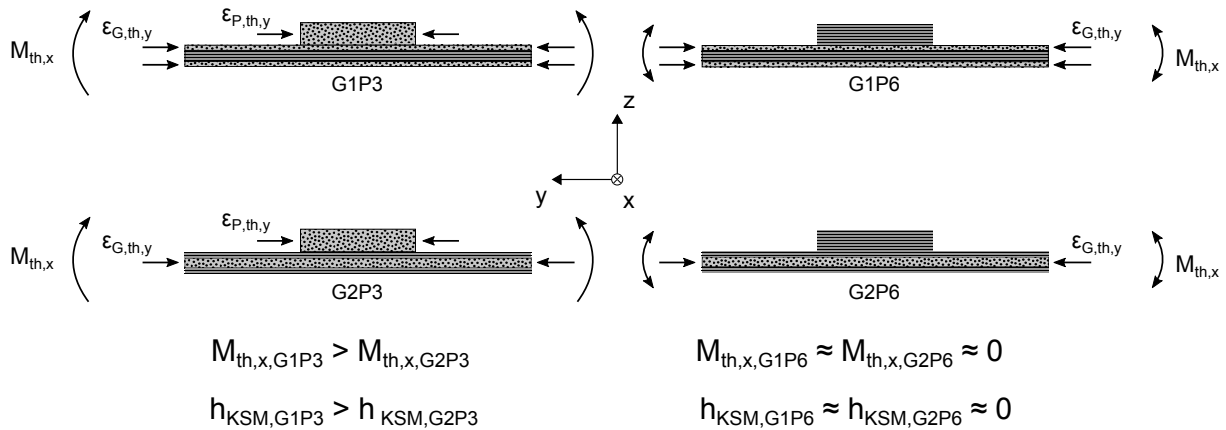
Abbildung 4.36: Querverzug  $h_{KS}$  in G-Sortierung für Prozessstufe 1

Für diese G-Sortierung der Daten zeigt sich ein qualitativ vergleichbarer Kurvenverlauf für die Variation von P1 bis P7. Treibende Kraft für die Unterschiede der einzelnen Laminatkonfigurationen ist die resultierende thermische Querdehnung  $\varepsilon_{P,th,y}$  des Patches und  $\varepsilon_{G,th,y}$  der Grundplatten bei der Abkühlung. Das resultierende Biegemoment  $M_{th,x}$ , in Verbindung mit der variierenden Biegesteifigkeit von G1 und G2, verursachen einen den thermischen Dehnungen entsprechenden Querverzug der kurzen Seite. Abbildung 4.37 illustriert diesen Zusammenhang. Aus dieser Darstellung wird ersichtlich, dass abhängig davon, ob  $\varepsilon_{th}$  oberhalb oder unterhalb der neutralen Faser überwiegt, positive oder negative Werte für  $h_{KS}$  in Erscheinung treten. Mit einem besonderen Augenmerk auf  $h_{KSM}$  lässt sich weiter feststellen, dass lediglich Laminats mit den Patchvarianten P3 und P4 deutlich erhöhte Werte aufweisen. Einen Extremfall stellt dabei G1P3 mit einem Mittelwert von  $h_{KSM,G1P3} = 12,60$  mm dar. Die übrigen P3- und P4-Varianten zeigen  $h_{KSM}$ -Werte im Bereich von 1,59 mm (G1P4) bis 2,41 mm (G2P3). Für alle übrigen Laminatvarianten gilt  $|h_{KSM}| \leq 0,39$  mm.

Bei weiterführender Betrachtung der Ränder KSL und KSR ist ersichtlich, dass sich kein einheitliches Bild zu KSM einstellt. Eine Unterteilung ist entsprechend Tabelle 4.9 möglich. Wie

<sup>1</sup> Siehe [198]





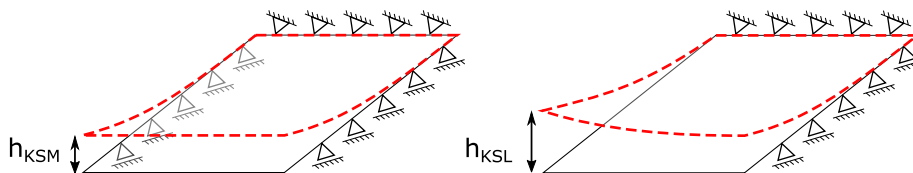
**Abbildung 4.37:** Illustration zur Modellvorstellung des Einflusses der Faserorientierungen von G und P auf den resultierenden Querverzug  $h_{KS}$

aus dieser Übersicht hervorgeht, sind vorrangig solche Laminatkonfigurationen frei von signifikanten Unterschieden der  $h_{KS}$ -Werte, für die G und P als Kreuzverbund aufgebaut sind. Ihr geringes Niveau von  $h_{KSM}$  bleibt über die gesamte Versuchskörperlänge näherungsweise erhalten. Dieses Verhalten ist auf Basis der ausgeglichenen Biegesteifigkeit und Schwindung  $\epsilon_{th,y}$  der Versuchskörper nachvollziehbar.

**Tabelle 4.9:** Einteilung der Laminatkonfigurationen im Hinblick auf den Verlauf von  $h_{KS}$  entlang der Längsachse der PS1-Versuchskörper

$h_{KSM} \approx h_{KSL} \approx h_{KSR}$	$h_{KSM} \leq h_{KSL} \approx h_{KSR}$	$h_{KSM} \geq h_{KSR} \neq h_{KSL}$
— , G1P2	G1P3, G1P4, G1P5, G1P6, G1P7	G1P1, (G1P3)
G2P1, G2P2	— , G2P4, G2P5, G2P6, G2P7	G2P3

Für die Laminatkonfigurationen der zweiten Kategorie weichen KSL sowie KSR signifikant von KSM ab. Die Abweichungen sind für G1P7 sowie G2P7 am geringsten und werden für G1P4 maximal<sup>1</sup>. Diese Tatsache lässt sich anhand von Abbildung 4.38 veranschaulichen, welche die veränderte Einspannsituation eines freigeschnittenen Querschnittes im Bereich von KSM und KSL/KSR aufzeigt. Für KSM ist ersichtlich, dass in x-Richtung beidseitig Zwangsbedingungen vorherrschen. Dem entgegen existiert an den freien Rändern von KSL und KSR lediglich eine einseitige Zwangsbedingung in x-Richtung die eine freie Verformung des Laminats unterbindet.



**Abbildung 4.38:** Vergleichende Illustration der Randbedingungen für die Einspannsituation eines idealisierten, freigeschnittenen Volumens bei KSM und KSL/KSR, sowie ihre Auswirkung auf den Querverzug

<sup>1</sup>  $\Delta h_{KS,G1P7} \leq 1,04 \text{ mm}$ ;  $\Delta h_{KS,G2P7} \leq 0,50 \text{ mm}$ ;  $\Delta h_{KS,G1P4} \leq 3,07 \text{ mm}$

Diese Eigenschaft wurde in der Literatur unter anderem in [66, 146] als „free-edge“-Effekt beschrieben. Dort tritt dieses Phänomen im Kontext der Forschungsarbeiten zu den Stabilitätszuständen asymmetrischer Laminat in Erscheinung. Für diese stellt sich in den Randbereichen eine Änderung der globalen Plattenkrümmungen ein. Bei den Laminatkonfigurationen der mittleren Kategorie in Tabelle 4.9 ist das Maß der Abweichung von KSL/KSR zu KSM demzufolge abhängig von der Orientierung der Hauptachsenrichtungen der thermischen Patchdehnungen  $\varepsilon_{P,th,1}$  und  $\varepsilon_{P,th,2}$  gegenüber dem Koordinatensystem des Versuchskörpers.

In Summe bestätigen die genannten Zusammenhänge sowohl die für G1P4 maximalen Abweichungen von KSL/KSR gegenüber KSM, als auch die Tendenz zu betragsmäßig höheren Abweichung von G1P5/G1P6 gegenüber G2P5/G2P6<sup>1</sup>. Abweichend zu den vorangehenden Beobachtungen zeigen G1P1 und G2P3 lediglich an einem der Ränder KSL und KSR eine Abweichung von der beschriebenen Systematik. Während diese Beobachtung für die beiden genannten Laminatvarianten signifikant ist, zeigt auch G1P3 eine erhöhte, allerdings indifferente, Varianz von KSL, KSM und KSR. Auf Grund der überlappenden Streubereiche ist für G1P3 somit keine eindeutige Aussage möglich. In Verbindung mit den zuvor getroffenen Feststellungen wird an dieser Stelle von einer prozessbedingten Störung der Ergebnisse ausgegangen. Eine weiterführende Diskussion dieses Sachverhalts erfolgt in Abschnitt 5.1.1.

Ergänzend zu den bisherigen Ausführungen mit Bezug zu PS1 fasst Abbildung 4.39 die Ergebnisse von  $h_{KS}$  für Prozessstufe 2 zusammen. Der darin enthaltene Kurvenverlauf für  $h_{KSM}$  bestätigt die geometrisch versteifende Wirkung des Radius in Längsrichtung. Über alle Laminatvarianten hinweg beträgt die Abweichung weniger als 0,1 mm. Entgegen der Plattengeometrie aus PS1, steht somit lediglich die Schenkellänge des V-Profiles als freie Länge zur Ausbildung des Querverzugs  $h_{KS}$  zur Verfügung.

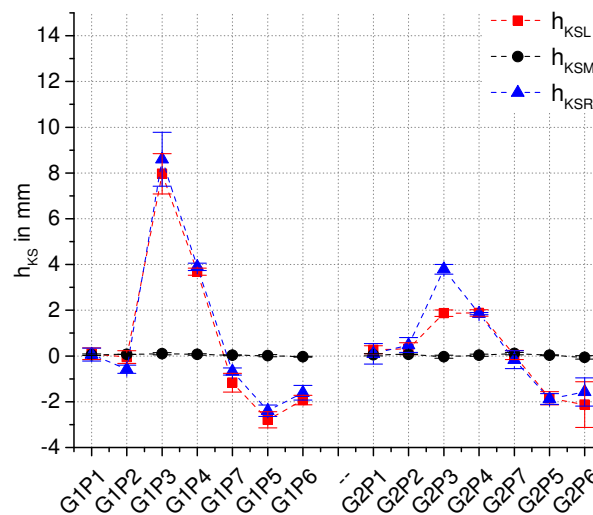


Abbildung 4.39: Querverzug  $h_{KS}$  in G-Sortierung für Prozessstufe 2

Trotz dieser Einschränkung zeigt sich ein qualitativ wie quantitativ vergleichbarer Kurvenverlauf, der eine analoge Einteilung der Laminatvarianten zu PS1 zulässt. Die PS2-spezifische Einteilung ist in Tabelle 4.10 zusammengefasst. Unterscheidungsmerkmale zu PS1 ergeben sich jedoch mit Bezug zu den Abweichungen der Ränder von G1P1 sowie G1P3. In beiden Fällen ist in PS2 keine

<sup>1</sup>  $\Delta h_{KS, G1P5/G1P6} \approx 2,60$  mm;  $\Delta h_{KS, G2P5/G2P6} \approx 2,00$  mm

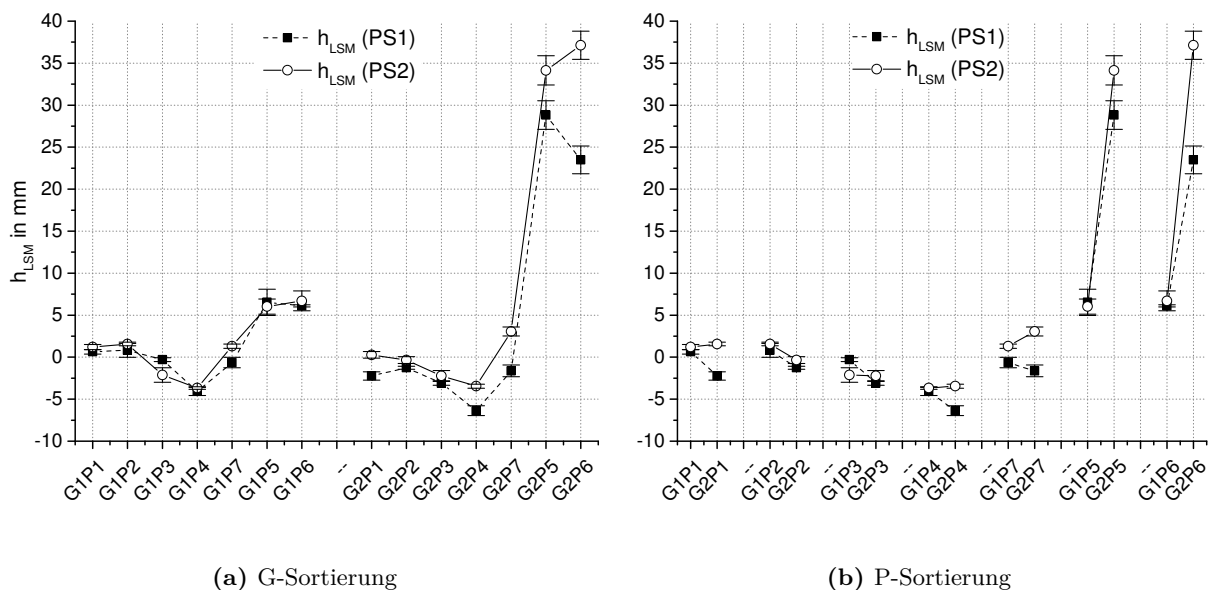
signifikante Abweichung mehr zwischen KSL und KSR zu ermitteln. Lediglich für G2P3 wird keine Abnahme von  $\Delta h_{KS}$  festgestellt. Diese Beobachtung stärkt die zuvor getroffene Vermutung eines überlagerten Prozessfehlers in PS1.

**Tabelle 4.10:** Einteilung der Laminatkonfigurationen im Hinblick auf den Verlauf von  $h_{KS}$  entlang der Längsachse der PS2-Versuchskörper

$h_{KSL} \approx h_{KSR}$	$h_{KSR} \neq h_{KSL}$
G1P1, G1P2, G1P3, G1P4, G1P5, G1P6, G1P7	—
G2P1, G2P2, —, G2P4, G2P5, G2P6, G2P7	G2P3

$h_{LSM}$ :

Entsprechend der vorangehend beschriebenen Kenngröße  $h_{KS}$  fasst Abbildung 4.40 die Ergebnisse für die Auswertung der Kenngröße  $h_{LSM}$  zusammen. Aus der darin dargestellten G-Sortierung zeigt sich auch für  $h_{LSM}$  ein charakteristischer Kurvenverlauf, der qualitativ für die G1- und G2-Varianten übereinstimmt.

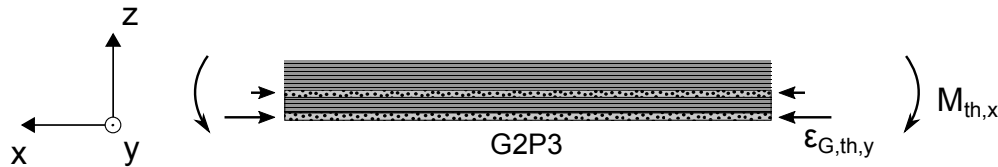


**Abbildung 4.40:** Längsverzugs  $h_{LSM}$  für die Prozessstufen 1 und 2

Vergleichbar zu G1P3 und G1P4 für  $h_{KS}$ , liefern in diesem Fall die Laminatvarianten G2P5 sowie G2P6 Extremwerte. Die Mittelwerte von PS1 betragen 28,82 mm (G2P5) sowie 23,49 mm (G2P6). Eine Erklärung für diese Beobachtung ist analog zu  $h_{KS}$  über  $\varepsilon_{th,x}$  möglich. Entgegen der Erwartung zeigt G2P5 jedoch einen um 22,7% höheren  $h_{LSM}$ -Wert als G2P6. Darüber hinaus sind die Mittelwerte für G1P5 sowie G1P6 auf einem nahezu identischem Niveau von circa 6,3 mm. Hintergrund dieser beiden Anomalien ist mit hoher Wahrscheinlichkeit die in Abschnitt 4.1.3 beschriebene Rissbildung, die in einem Abbau thermischer Spannungen resultiert. Eine Diskussion dieses Zusammenhangs erfolgt in Abschnitt 5.1.3.

Auf Basis einer P-Sortierung der PS1-Versuchsdaten ist des Weiteren der Einfluss der G2-Grundplatte auf  $h_{LSM}$  zu erkennen. Es zeigt sich für alle Laminatkonfigurationen eine betragsmäßige Zunahme des Verzugs gegenüber den G1-Varianten. Verantwortlich hierfür ist die Schwindung der

90°-Decklagenorientierung der Segmente s4 bis s6. Diese kann sich frei ausbilden, wohingegen die Decklagen der Segmente s1 bis s3 durch den lokalen Patch in ihrer Schwindung behindert sein können. Lediglich für die Patchvarianten P5 sowie P6 überwiegt  $\varepsilon_{th,x}$  auch in den Segmenten s1 bis s3. Die Folge ist der zu beobachtende Extremwert des Längsverzugs. Abbildung 4.41 illustriert diesen Zusammenhang anhand eines G2P3 Laminats.



**Abbildung 4.41:** Behinderung der thermischen Dehnung der 90° Decklagen in Segment s2 eines G2P3 Versuchskörpers durch die angrenzenden 0° Patchlagen

Die Ergebnisse der Prozessstufe 2 zeigen auch für  $h_{LSM}$  eine sehr gute Übereinstimmung des qualitativen Kurvenverlaufs mit Prozessstufe 1. Für die quantitativen Werte von  $h_{LSM}$  lässt sich insbesondere für die G2 Varianten ein Trend zu geringeren Negativ-, respektive größeren Positivabweichungen feststellen. Die Änderungen von PS1 zu PS2 betragen zwischen 18,5 und 287,7 %.

Vergleichende Darstellung von  $h_{KS}$  und  $h_{LSM}$ :

Abschließend ist Abbildung 4.42 eine kombinierte Darstellung der Ergebnisse für  $h_{KS}$  und  $h_{LSM}$  zu entnehmen. Für Prozessstufe 1 wird  $h_{KSM}$  für diesen Vergleich herangezogen. Im Falle von Prozessstufe 2 kommt der Mittelwert der Größen  $h_{KSL}$  und  $h_{KSR}$  zur Anwendung. Die Ergebnisse zeigen die Möglichkeit zur Clusterung der Laminatkonfigurationen gemäß der übergeordneten Deformationsmoden. Im Bereich des Ursprungs befinden sich die Laminatkonfigurationen mit den Patchvarianten P1, P2 und P7 (1). Hiervon heben sich zwei Übergangsgruppen ab, die abhängig von der Vorzugsorientierung der Grundplatte und des Patches eine verstärkte Ausprägung des Quer- und/oder Längsverzugs aufweisen (2, 3). Die Extremwerte bilden die Laminatkonfigurationen mit rein unidirektional orientierten Patches sowie Variante G2P5 (4), die eine besonders starke Ausprägung von  $h_{KSM}$  und  $h_{LSM}$  zeigen.

Wie gezeigt wurde, ist die grundsätzliche Betrachtung der Interaktion von dominanter Biegesteifigkeit der Grundplatte sowie der resultierenden Schwindung  $\varepsilon_{th,res}$  auf alle Laminatkonfigurationen übertragbar. Die individuelle Auswirkung auf den Längs- und Querverzug der Versuchskörper ist dabei signifikant durch die Vorzugsorientierung des jeweiligen Patches mitbestimmt.

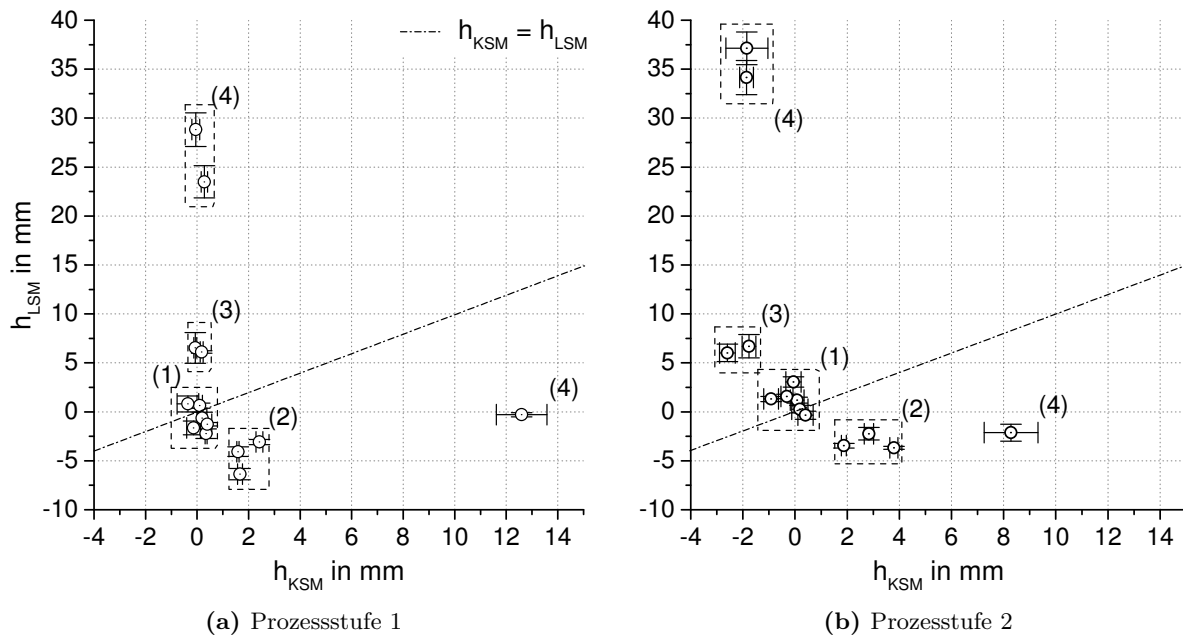
**Schnittwinkel  $\alpha_{KS}$  und Patch-Querkrümmung  $\kappa_{KS}$**

$\alpha_{KS}$ :

Zu Beginn von Abschnitt 4.3.2 wurde in Abbildung 4.32 die Ausprägung des Querverzugs anhand eines G2P3 Versuchskörpers illustriert. Darüber hinaus zeigt diese Darstellung den Schnittwinkel  $\alpha_{KS}$ , der als weiteres Bewertungsmaß definiert wurde. Für  $\alpha_{KS}$  besteht über

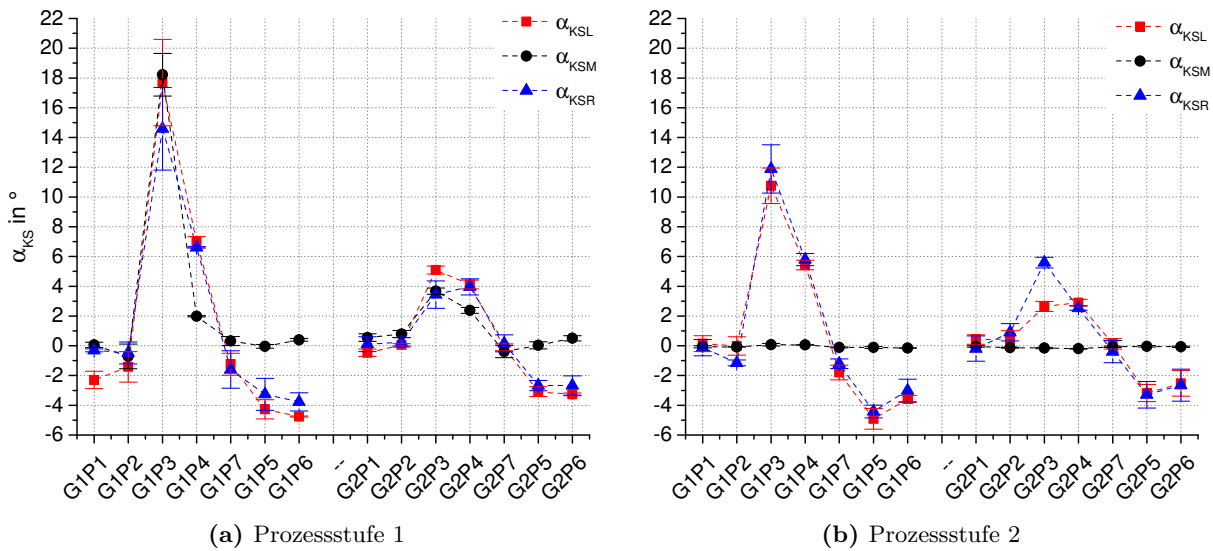
$$\sin\left(\frac{\alpha_{KS}}{2}\right) = \frac{h_{KS}}{B/2} \quad \Rightarrow \quad \alpha_{KS} = 2 \sin^{-1}\left(\frac{2h_{KS}}{B}\right) \quad (4.12)$$

ein geometrischer Zusammenhang zu  $h_{KS}$ . Die Größe  $B$  beschreibt darin die Versuchskörperbreite. Durch diese Verknüpfung der beiden Kenngrößen ist eine weiterführende Bewertung der Ränder KSL und KSR möglich. Die Zusammenfassung der Ergebnisse für  $\alpha_{KS}$  findet sich in Abbildung 4.43.



**Abbildung 4.42:** Kombinierte Darstellung von  $h_{LSM}$  über  $h_{KSM}$ ; eine Clustering der Ergebnisse ist abhängig von der Laminatkonfiguration möglich  
 (1) G1P1, G1P2, G1P7, G2P1, G2P2, G2P7 (2) G1P4, G2P3, G2P4  
 (3) G1P5, G1P6 (4) G1P3, G2P5, G2P6

Erneut beinhaltet die linke Darstellung die Daten der Prozessstufe 1, die rechte eine Gruppierung anhand der Prozessstufe 2.



**Abbildung 4.43:** Schnittwinkel  $\alpha_{KS}$  in G-Sortierung

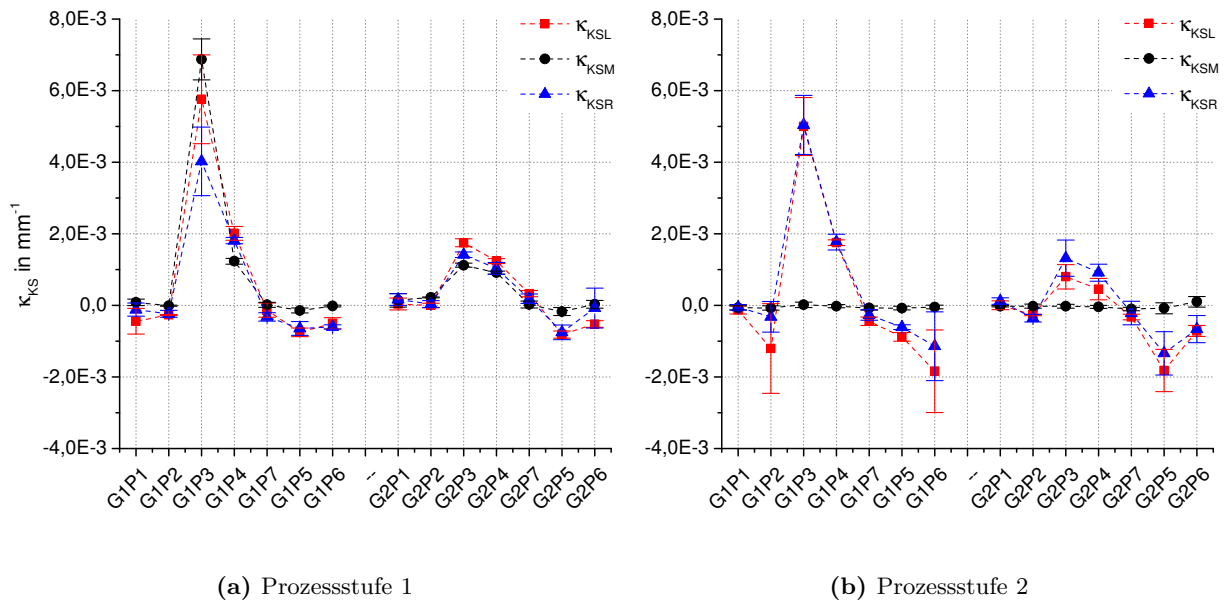
Die Kurvenverläufe für  $\alpha_{KS}$  bestätigen den Zusammenhang aus Gleichung 4.12 durch den zu  $h_{KS}$  qualitativ identischen Kurvenverlauf. Es gelten die Erläuterungen aus dem Kontext der Kenngröße  $h_{KSM}$ , um den Kurvenverlauf zu erklären. Darüber hinaus ist eine entsprechende Einteilung der Laminatvarianten gemäß Tabelle 4.9 und 4.10 möglich.

$\kappa_{KS}$ :

Vergleichbar zu Gleichung 4.12 lässt sich über die Definition des Bogenmaßes ein direkter Zusammenhang zwischen  $\kappa_{KS}$  und  $\alpha_{KS}$  herstellen. Dieser Gleichung (4.13) liegt die Annahme zu Grunde, dass die Patchkrümmung durch einen Kreis mit konstantem Radius  $R = 1/\kappa_{KS}$  angenähert werden kann. Diese Voraussetzung ist im Rahmen der vorgestellten Untersuchungen erfüllt.

$$\frac{b}{\alpha_{KS}} = \frac{2\pi R}{360^\circ} \Rightarrow \alpha_{KS} = \frac{b 180^\circ}{\pi} \kappa_{KS} \quad (4.13)$$

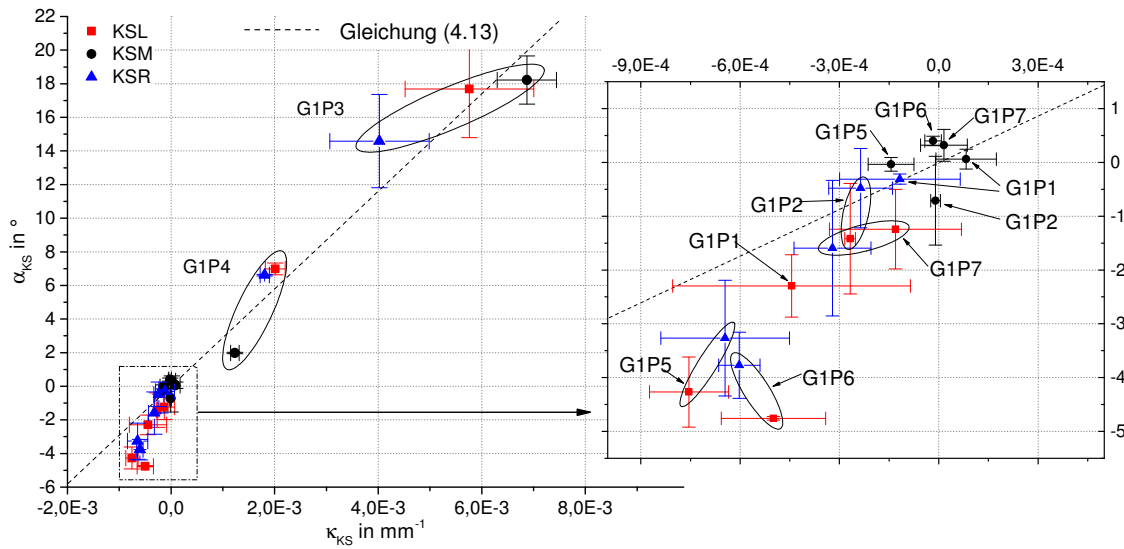
In Gleichung (4.13) beschreibt  $b$  die Patchbreite, die im betrachteten Fall der Kreisbogenlänge des gekrümmten Patches entspricht. Des Weiteren ist  $\alpha_{KS}$ , unter der Annahme einer störungsfreien Geometrie, identisch mit dem zu  $b$  korrespondierenden Kreissektorwinkel. Diesem formalen Zusammenhang entsprechend, zeigen sich in Abbildung 4.44 auch für  $\kappa_{KS}$  weitestgehend analoge Beobachtungen, wie sie bereits für  $\alpha_{KS}$  beschrieben wurden. Die Kenngröße  $\kappa_{KS}$  erlaubt darüber hinaus eine Bewertung des Vorzeichens des Schnittwinkels  $\alpha_{KS}$ , der lediglich als Absolutwert berechnet wird.



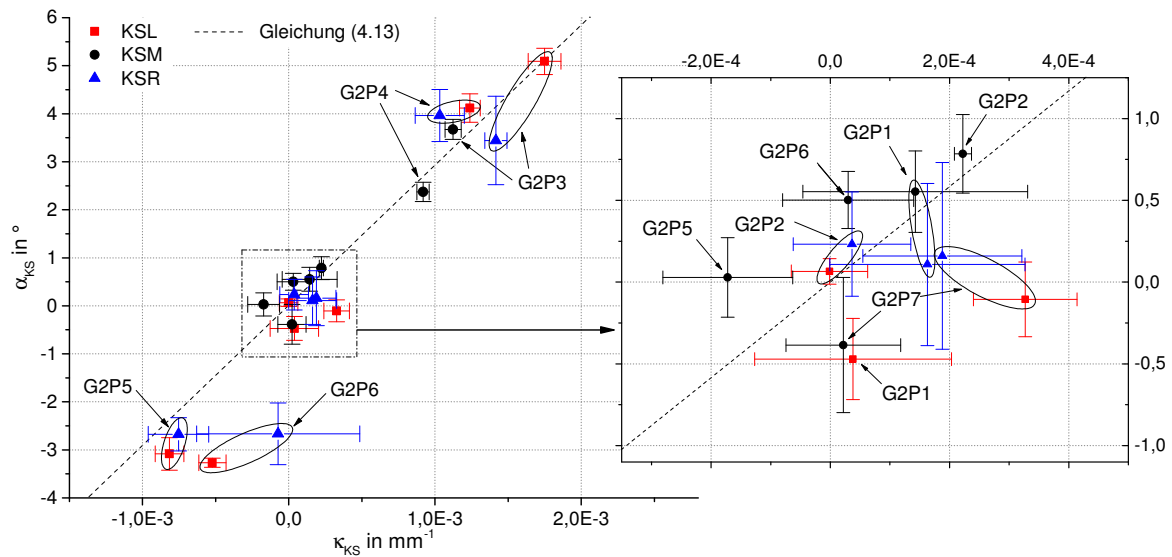
**Abbildung 4.44:** Querkrümmung des Patches  $\kappa_{KS}$  in G-Sortierung

Vergleichende Darstellung von  $\alpha_{KS}$  und  $\kappa_{KS}$ :

Wird  $\alpha_{KS}$  über  $\kappa_{KS}$  aufgetragen, beschreibt Gleichung (4.13) eine Gerade, die dem idealisierten Querschnitt eines Versuchskörpers entspricht. Abweichungen von dieser Gerade lassen es zu, eine Störung der Gestaltabweichung den jeweiligen Prüfpunktserien zuzuordnen. Werte oberhalb der Gerade entsprechen dabei einem Abflachen des Patches ( $\kappa_{KS} \downarrow$ ) im Verhältnis zum eingeschlossenen Winkel der Segmente s1 und s3 ( $\alpha_{KS}$ ). In Abbildung 4.45 sind die entsprechenden Daten zunächst exemplarisch für Prozessstufe 1 aufgetragen. Die Darstellung erfolgt getrennt für die G1- und G2-Varianten, um eine ausreichende Übersichtlichkeit zu gewährleisten. Auf Basis dieser Auswertung zeigt sich die in Teilen signifikante Diskrepanz zwischen dem formalen Zusammenhang aus Gleichung 4.13 und den real ermittelten Gestaltabweichungen. Darüber hinaus wird auch in dieser Darstellung eine Varianz zwischen KSL und KSR deutlich, wie sie bereits in vorangehenden Kenngrößen für Prozessstufe 1 beobachtet wurde.



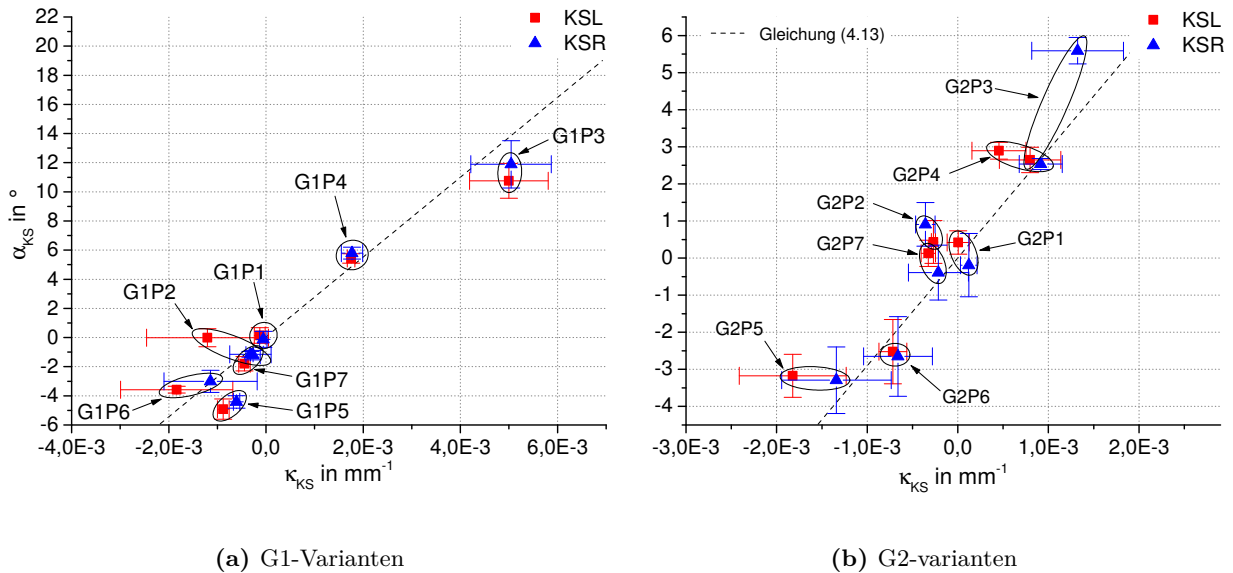
(a) G1-Varianten



(b) G2-varianten

**Abbildung 4.45:** Kombinierte Darstellung von  $\alpha_{KS}$  über  $\kappa_{KS}$  für Prozessstufe 1; eine Abweichung von der Gerade entspricht einer Abweichung vom formalen Zusammenhang der Gleichung (4.13); zu beachten ist die unterschiedliche Skalierung der beiden Grafiken, die zu Gunsten der Übersichtlichkeit nicht einheitlich gewählt ist

Wird diese Darstellung auf Prozessstufe 2 übertragen, Abbildung 4.46, so werden auch für die Winkelgeometrie Abweichungen von der Idealgeometrie ersichtlich. Allerdings bestätigt sich auch an dieser Stelle für G1P1 und G1P3 die bessere Übereinstimmung von KSL und KSR im Anschluss an Prozessstufe 2.



**Abbildung 4.46:** Kombinierte Darstellung von  $\alpha_{KS}$  über  $\kappa_{KS}$  für Prozessstufe 2; eine Abweichung von der Gerade entspricht einer Abweichung vom formalen Zusammenhang aus Gleichung (4.13); zu beachten ist die unterschiedliche Skalierung der beiden Grafiken, die zu Gunsten der Übersichtlichkeit nicht einheitlich gewählt ist

Auf Basis dieser Ergebnisse ist es im nachfolgenden Paragraphen möglich, den Formfaktor  $\Omega_{KS}$  über die Prozessstufen 1 und 2 hinweg zu bewerten. Darüber kann eine ergänzende Aussage hinsichtlich der Querschnittsänderung der Versuchskörper entlang ihrer Längsachse getroffen werden.

#### Formfaktor $\Omega_{KS}$

Auf Grund der in den Gleichungen (4.12) und (4.13) aufgezeigten Zusammenhänge, ist die Kenngröße  $\Omega_{KS}$  nicht für alle Laminatekonfigurationen gleichermaßen gut für eine Bewertung des Querschnitts geeignet. Insbesondere für kleine Winkel  $\alpha_{KS}$  ergibt sich durch die direkte Proportionalität zu  $\kappa_{KS}$  eine hohe Sensitivität gegenüber Abweichungen von der Idealgeometrie. Abbildung 4.47 bestätigt diesen Sachverhalt exemplarisch anhand von Prozessstufe 1. So zeigt sich unter anderem für G2P5 ein stark ansteigender Streubalken für KSM gegenüber KSL und KSR, bedingt durch die Werte von  $\alpha_{KS}$  und  $\kappa_{KS}$  nahe Null. Eindeutige Aussagen sind auf dieser Basis mehrheitlich nicht möglich. Für Laminatekonfigurationen mit geringen  $h_{KS}$  Werten ermöglicht ein Vergleich auf Basis von Abbildung 4.45 somit eine repräsentativere Bewertung der Querschnittsänderungen. Ist der Querverzug  $h_{KS}$  jedoch ausreichend ausgeprägt, siehe unter anderem G1P3, können auch für  $\Omega_{KS}$  relativ geringe Standardabweichungen von unter 15% erzielt werden. Dem entsprechend erfolgt eine weiterführende Bewertung von  $\Omega_{KS}$  lediglich im Kontext von Abschnitt 4.3.5.

#### Verdrillung $\gamma$

Die Auswertung der Verdrillung  $\gamma$  der PS1 Versuchskörper liefert keine vergleichbare Systematik zu den vorangehend betrachteten Kenngrößen. Wie Abbildung 4.48(a) zeigt, liegen die Mittelwerte überwiegenden im Bereich von 1,5 bis 4,5°. Gleichzeitig liegt die Standardabweichung dieser



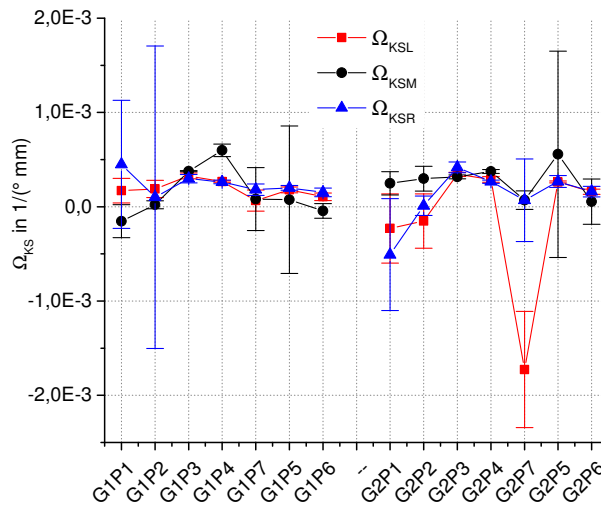
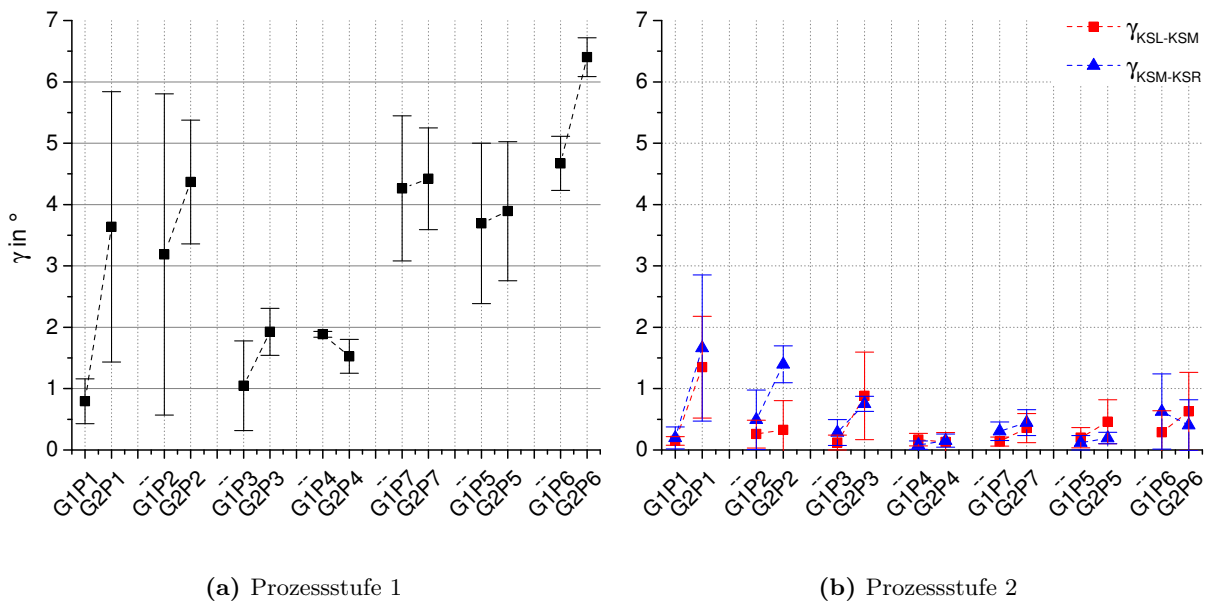


Abbildung 4.47: Formfaktor  $\Omega_{KS}$  in G-Sortierung für Prozessstufe 1

Werte auf einem hohen Niveau von bis zu  $2,62^\circ$ . Für die Extremfälle der Standardabweichungen,  $\sigma_{\gamma, G1P2}$  sowie  $\sigma_{\gamma, G2P1}$ , ist auffällig, dass die nominellen Einzelwerte der Versuchskörper in zwei Gruppen vorliegen. Jeweils eine dieser Wertegruppen spiegelt Versuchskörper mit einer starken Verdrillung von  $\gamma_{G1P2/G2P1, high} \approx 5,0^\circ$  wider. Die übrigen Versuchskörper sind nahezu eben, mit einem Mittelwert von  $\gamma_{G1P2/G2P1, low} \approx 0,7^\circ$ .



(a) Prozessstufe 1

(b) Prozessstufe 2

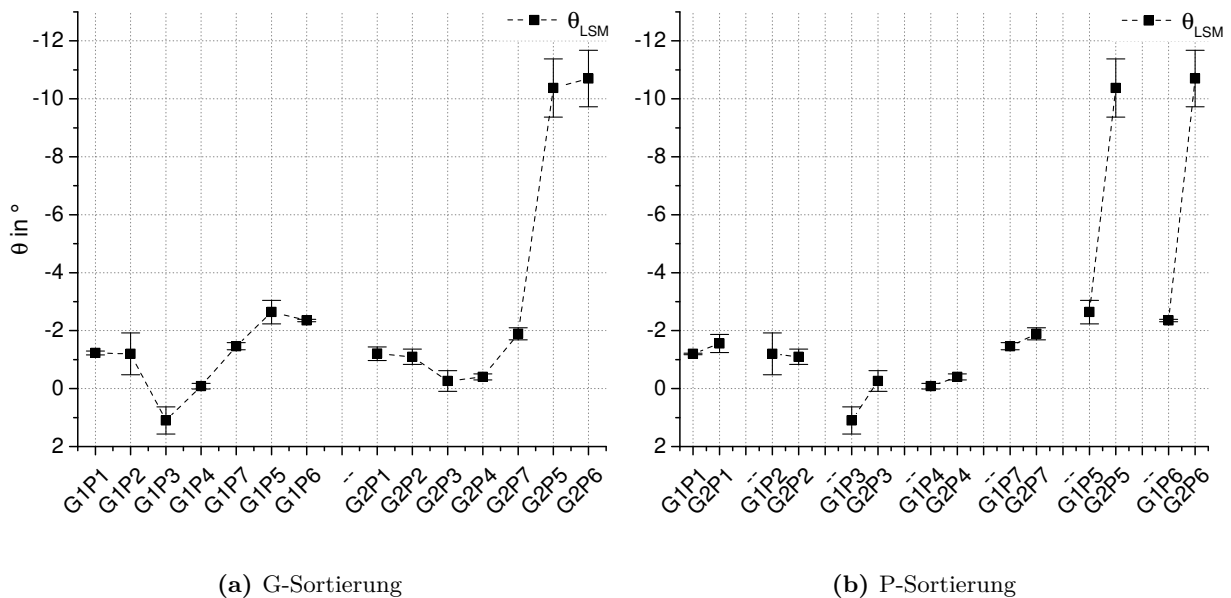
Abbildung 4.48: Verdrillung  $\gamma$  in G-Sortierung

Anhand der P-Sortierung in Abbildung 4.48(a) lässt sich ein überwiegender Trend zu einer verstärkten Verdrillung der G2 Varianten erkennen. Eine mögliche Erklärung dieses Phänomens liefert zum einen die geringere Längsbiegesteifigkeit der G2 Varianten. Nichtsdestotrotz besitzen, gemäß der klassischen Laminattheorie, lediglich P4-, P5- und P7-Varianten Terme für die Biege-Drill-Kopplung innerhalb der Steifigkeitsmatrix. Eine Erklärung des Versuchskörperverhaltens ist darüber nicht direkt gegeben. Eine weiterführende Bewertung der genannten Aspekte erfolgt aus diesem Grund in Abschnitt 5.1.

Für Prozessstufe 2 schwächt sich die Verdrillung deutlich ab. Einzig die Laminatvarianten G2P1 sowie G2P2 zeigen für PS2 nach wie vor erhöhte  $\gamma$ -Werte von bis zu  $1,7^\circ$ . Für alle übrigen Varianten stellen sich geringe Verdrillungen der Schenkel von  $\gamma_{PS2} < 0,9^\circ$  ein. Der Trend hin zu einer leicht erhöhten Verdrillung der G2-Varianten bleibt erhalten, zeigt jedoch geringere Ausprägung.

### Spring-in $\theta$

Die Auswertung der Kenngrößen für die Variation der Laminatkonfigurationen wird mit dem Spring-in Winkel  $\theta$  abgeschlossen. Bei Betrachtung der Daten in Abbildung 4.49 wird die qualitative Übereinstimmung mit dem Kurvenverlauf von  $h_{LSM}$  direkt ersichtlich. Es sei an dieser Stelle jedoch daran erinnert, dass die Definition von  $\theta$  nicht an  $h_{LSM}$  gekoppelt wurde, um eine getrennte Bewertung von Spring-in und Verzug vornehmen zu können. Dieses Vorgehen bestätigt sich insbesondere mit Bezug zu G1P4 sowie G2P4. Für diese Laminatvarianten werden geringe Spring-in Werte von  $\theta_{G1P4} = -0,08^\circ$  und  $\theta_{G2P4} = -0,4^\circ$  gemessen. Zugleich wurden für den Quer- und Längsverzug Werte von  $h_{KSM, G1P4} = -3,7\text{mm}$  und  $h_{LSM, G2P4} = -3,5\text{mm}$  ermittelt. Bei einer Bewertung der Versuchskörper entsprechend des üblichen Vorgehens in der Literatur<sup>1</sup> wäre mit einer Fehlbewertung der gesamtheitlichen Gestaltabweichung eines Versuchskörpers zu rechnen.



**Abbildung 4.49:** Spring-in  $\theta$  für die Prozessstufen 1 und 2

Um diesem Sachverhalt Rechnung zu tragen ist in Abbildung 4.50 der Spring-in  $\theta$  über  $h_{LSM}$  aufgetragen. Die Grafik wird ergänzt durch den Kurvenverlauf von Gleichung (4.11). Insbesondere für G2P5 sowie G2P6 wird in dieser Darstellungsform die Extremwertbildung auf Grund des überlagernden Längsverzugs deutlich. Eine signifikante Überlagerung der Wertebereiche für  $\theta$  und  $h_{LSM}$  wird einzig für G1P2, G1P3 sowie G2P7 ermittelt. Für die übrigen Laminatvarianten erlaubt die Differenzwertbildung

$$h_{LSM}^{\kappa} = h_{LSM} - h_{LSM}^*$$

den Anteil der Längskrümmung  $h_{LSM}^{\kappa}$  vom Gesamtlängsverzug  $h_{LSM}$  zu trennen und zu bewerten.

<sup>1</sup> Siehe Abschnitt 4.3.3

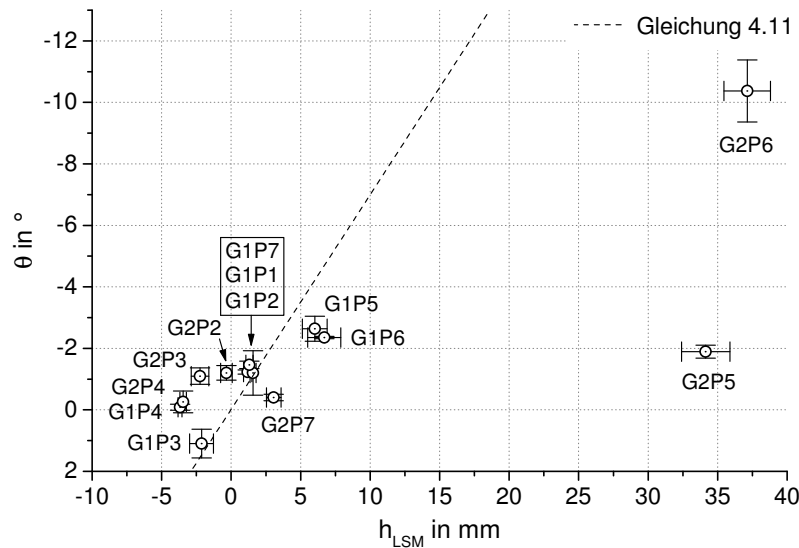


Abbildung 4.50: Spring-in  $\theta$  als Funktion des Längsverzugs  $h_{\text{LSM}}$

#### 4.3.5 Einfluss der Prozessparametervariation auf die Gestaltabweichungen der G1P3 Variante

Im vorangehenden Abschnitt 4.3.4 wurde die Gestaltabweichungen der verschiedenen Laminatkonfigurationen der Versuchskörper für die Prozessstufen 1 und 2 anhand von geometrischen Kenngrößen bewertet. Im nun folgenden Abschnitt werden die entsprechenden Analysen auf die Prozessparametervariation der G1P3-Variante erweitert. Die zugehörige Datenauswertung erfolgt gemäß des zweistufigen statistischen Versuchsplans, der in Abschnitt 4.1.1 eingeführt wurde. In den Daten enthaltene Ausreißer werden auch für die G1P3-Varianten auf Basis von Box-Whisker-Grafiken und einem 1,5-fachen Interquartilsabstand identifiziert. Eine Ergebnisinterpretation der individuellen Kenngrößen, sowie eine Gegenüberstellung und Bewertung möglicher Unterschiede zwischen PS1 und PS2, sind Bestandteil des Abschnitts 5.1.

#### Verzug $h_{\text{KS}}$ und $h_{\text{LSM}}$

##### $h_{\text{KS}}$ :

Abbildung 4.51 liefert einen Überblick der Daten für die Ränder der Kenngröße  $h_{\text{KS}}$  in Prozessstufe 1. Diese sind in der linken Grafik entsprechend der Werkzeugtemperatur  $T$  geclustert, in der rechten Grafik anhand des Pressdrucks  $p$ . Eine zunächst ganzheitliche Betrachtung der gezeigten Daten liefert ein heterogenes Bild in Bezug auf die resultierenden Werte für  $h_{\text{KS}}$ . Offensichtlich ist insbesondere das erhöhte Wertenniveau für  $h_{\text{KSM}, T2}$  gegenüber  $h_{\text{KSM}, T1}$  und  $h_{\text{KSM}, T3}$ <sup>1</sup>. Auch für  $h_{\text{KSL}, T2}$  wird ein erhöhter Verzug gegenüber den  $T1$  und  $T3$  Varianten gemessen, allerdings mit einer reduzierten Signifikanz durch die teils überlappenden Streubereiche. Die Mittelwerte und Standardabweichungen der  $T1$  wie auch  $T3$  Parametervarianten bewegen sich sowohl für  $h_{\text{KSM}}$  wie auch  $h_{\text{KSL}}$  auf vergleichbarem Niveau.

Konträr zu  $h_{\text{KSM}, T2}$  werden für  $h_{\text{KSR}, T2}$  reduzierte Mittelwerte von 7,4 bis 10,3 mm ermittelt. Zugleich erhöht sich die Standardabweichung auf bis zu 3,0 mm für die Variante p3T2, während sie für  $h_{\text{KSM}, T2}$  in allen Fällen weniger als 1,0 mm beträgt. Diese Aussage bezüglich  $h_{\text{KSR}}$  lässt sich auf  $T1$  sowie  $T3$  übertragen. Auch für diese Prozessparameter ist ein einheitlicher Trend zu reduzierten Mittelwerten bei zugleich erhöhten Standardabweichungen zu verzeichnen.

<sup>1</sup>  $h_{\text{KSM}, T2} = 12,4$  bis  $14,1$  mm;  $h_{\text{KSM}, T1}$  und  $h_{\text{KSM}, T3}$  liegen im Bereich von 7,8 bis 9,6 mm.

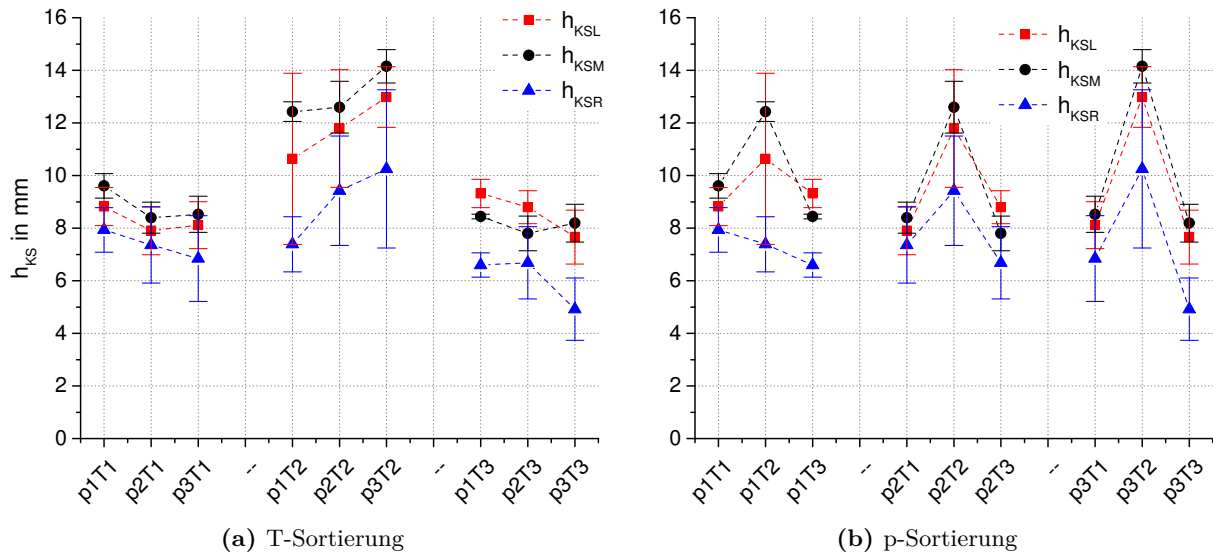


Abbildung 4.51: Querverzug  $h_{KS, G1P3}$  für Prozessstufe 1

Die Auswertung der Daten auf Basis der statistischen Versuchsplanung untermauert die getroffenen Aussagen. Es wird für alle Ränder eine quadratische Abhängigkeit der  $h_{KS}$ -Werte von  $T$  ermittelt. Das korrigierte Bestimmtheitsmaß des Modells beträgt  $R_{\text{kor}, h_{KSM}}^2 = 0,86$  und sinkt auf  $R_{\text{kor}, h_{KSL}}^2 = 0,67$  sowie  $R_{\text{kor}, h_{KSR}}^2 = 0,41$  ab. Eine Abhängigkeit der  $h_{KS}$ -Werte vom applizierten Pressdruck  $p$  liegt nicht vor. Die Ergebnisse sind in Abbildung 4.52 zusammengefasst. Es wird an dieser Stelle vermutet, dass die Kombination aus erzieltm Kristallisationsgrad und dem Maß des Materialquetschflusses für diese Abhängigkeiten mitverantwortlich ist. Es wird hierzu auf die Ergebnisse in den Abschnitten 4.2.1 und 4.1.3 sowie die ergänzende Betrachtung der Randunterschiede im Kontext der Kenngrößen  $\alpha_{KS}$  und  $\kappa_{KS}$  verwiesen.

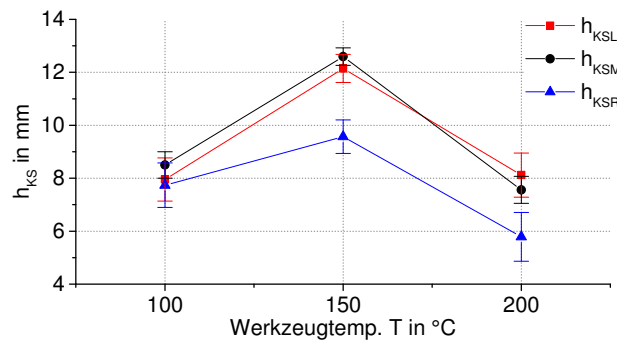
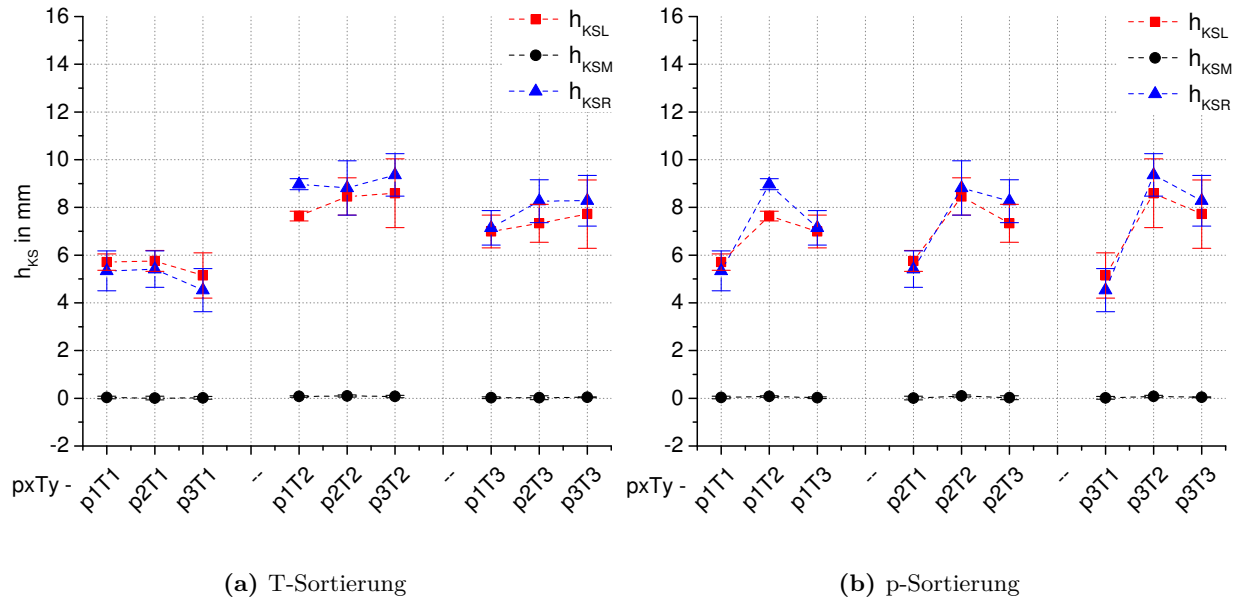


Abbildung 4.52: Haupteinflussgrößen zur quadratischen Abhängigkeit von  $h_{KS}$  gegenüber  $T$  (95% Konfidenzintervall)

In der weiterführenden Analyse von PS2 werden lediglich die Ränder KSL und KSR behandelt. Die Bewertung von KSM wird vernachlässigt, da sich die Abweichungen zur Sollgeometrie auf unter 0,1 mm belaufen. Bei der Begutachtung der Daten von  $h_{KSL}$  und  $h_{KSR}$ , siehe Abbildung 4.53, treten zwei wesentliche Unterscheidungsmerkmale zu Prozessstufe 1 in Erscheinung. Zum einen sind dies die reduzierten Standardabweichungen, die sich insbesondere für  $h_{KSR}$  auf ein Niveau von  $\sigma_{h_{KSR, PS2}} \lesssim 1,4$  mm reduzieren. Zum anderen gleichen sich die Mittelwerte der Ränder für die individuellen Prozessparameterkombinationen auf ein Maß an, dass lediglich für p1T2 noch eine

signifikante Abweichung zu verzeichnen ist. Die Tendenz der geringeren  $h_{\text{KSR}}$  Werte bleibt für die  $T2$  und  $T3$  Varianten jedoch auch in PS2 erhalten. Darüber hinaus zeigt sich, dass entgegen PS1 nun  $h_{\text{KS}, T1} < h_{\text{KS}, T3} < h_{\text{KS}, T2}$  Gültigkeit besitzt. Insbesondere für  $T1$  und  $T3$  zeigt sich in PS2 eine 31 bis 84%-ige Steigerung des  $T3$  Mittelwertniveaus gegenüber  $T1$ .



**Abbildung 4.53:** Querverzugs  $h_{\text{KS}, \text{G1P3}}$  für Prozessstufe 2; die Angabe pxTy vereint die PS1 Parametervariationen, die jeweils unter der PS2 Parameterkombination zusammengefasst sind

Für die analytische Beschreibung der Ergebnisse von  $h_{\text{KS}}$  in PS2 liefert die Auswertung des statistischen Versuchsplans ein Modell von hoher Vorhersagegüte. Es ergeben sich Werte für  $R_{\text{kor}}^2$  von 0,92 (KSR) und 0,91 (KSL). Die zugehörige grafische Darstellung des Modells findet sich in Abbildung 4.54.

$h_{\text{LSM}}$ :

Bei der Betrachtung der PS1 Werte für  $h_{\text{LSM}}$  zeichnet sich ein differenzierteres Bild als für  $h_{\text{KSM}}$ . Für die  $T1$  sowie  $T2$  Parameterkombinationen sind lediglich Schwankungen des Längsverzugs innerhalb der jeweiligen Streubereiche der Mittelwerte festzustellen. Gemessen an den Absolutmittelwerten von 0,0 bis  $-0,3$  mm können diese Unterschiede für die Praxis jedoch als vernachlässigbar erachtet werden. Auffällig ist der gesteigerte Längsverzug der  $T3$  Varianten von circa  $-1,0$  mm, der aus einer Längskrümmung der Versuchskörper resultiert. Die statistische Modellbildung bestätigt auch in diesem Fall die Beobachtungen. Die Datenbasis ergibt für  $h_{\text{LSM}}$  eine geringfügige, quadratische Abhängigkeit von der Werkzeugtemperatur  $T$ . Eine Abhängigkeit von der Presskraft ist nicht nachweisbar. Die Vorhersagegüte des Modells ist mit  $R_{\text{kor}, h_{\text{KSR}}}^2 = 0,69$  jedoch auf einem relativ geringen Niveau. Basierend auf der Dickenanalyse der Laminate wird auch in diesem Fall vermutet, dass dieser Effekt aus dem für  $T3$  gesteigerten Quetschfluss im GP-Bereich resultiert.

Für PS2 zeigt sich, dass insbesondere  $T1$  Varianten einen erhöhten Längsverzug von  $-2,2$  bis  $-3,3$  mm aufweisen. Zudem ist ein linearer Trend zu betragsmäßig größeren Werten bei ansteigendem Pressdruck  $p$  erkennbar<sup>1</sup>. Dem entgegen zeigt sich für  $T2$  Varianten keine eindeutige

<sup>1</sup> p1T1  $\rightarrow$  p2T1: +27,6%; p2T1  $\rightarrow$  p3T1: +12,6%

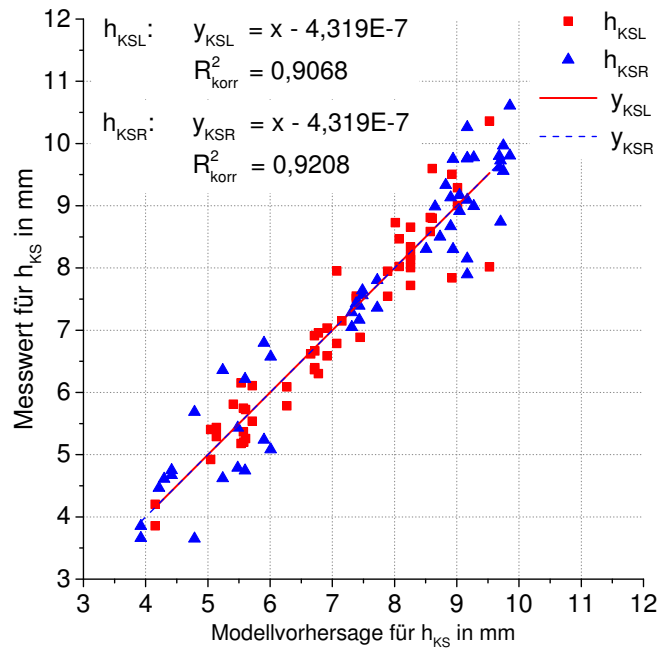


Abbildung 4.54: Vergleich der Messdaten und der Modellvorhersage für  $h_{KS}$  in Prozessstufe 2

Änderung von  $h_{LSM}$  in Abhängigkeit von  $p$ . In Verbindung mit Abbildung 4.49 lässt sich für p2T2 jedoch festhalten, dass in Näherung  $h_{LSM} = h_{LSM}^*$  gilt und der Längsverzug somit nahezu vollständig aus dem Spring-in der Versuchskörper herrührt. Ob diese Feststellung auf die übrigen Prozessparameterkombinationen übertragbar ist, zeigt sich im weiteren Verlauf der Ergebnisanalyse zum Spring-in der G1P3 Versuchskörper. Trotz indifferent wirkenden Verhaltens ist auch für  $h_{LSM}$  eine Vorhersage der zu erwartenden Abweichungen von der Sollgeometrie mit statistischer Signifikanz möglich. Die zugehörige Modellvorhersage findet sich in Abbildung 4.56.

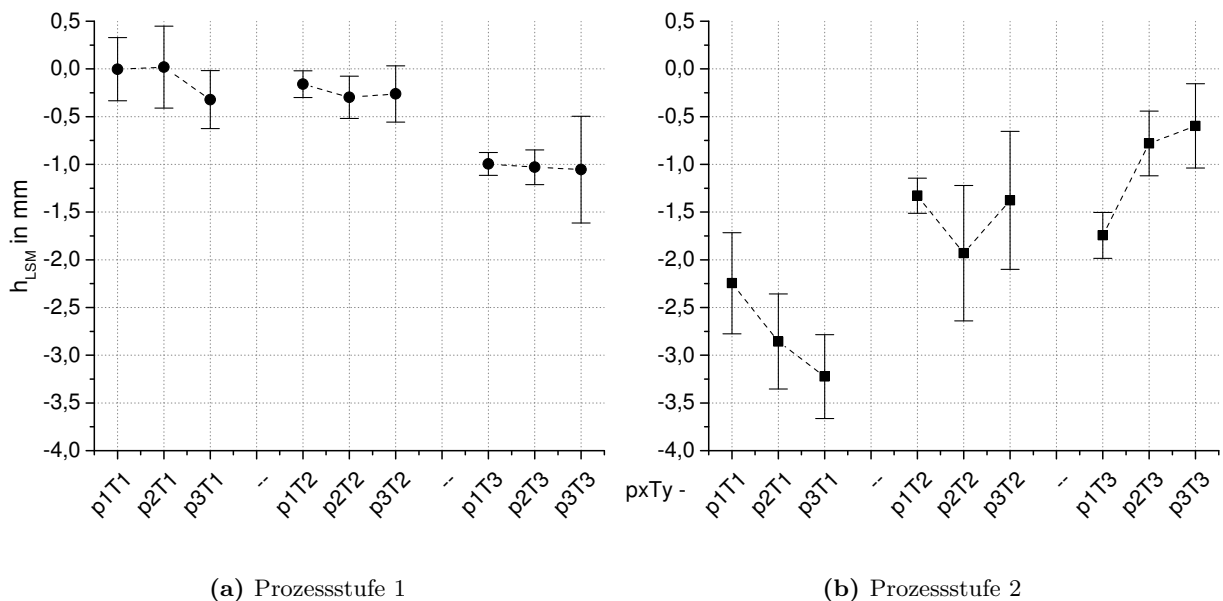


Abbildung 4.55: Längsverzugs  $h_{LSM,G1P3}$  in T-Sortierung

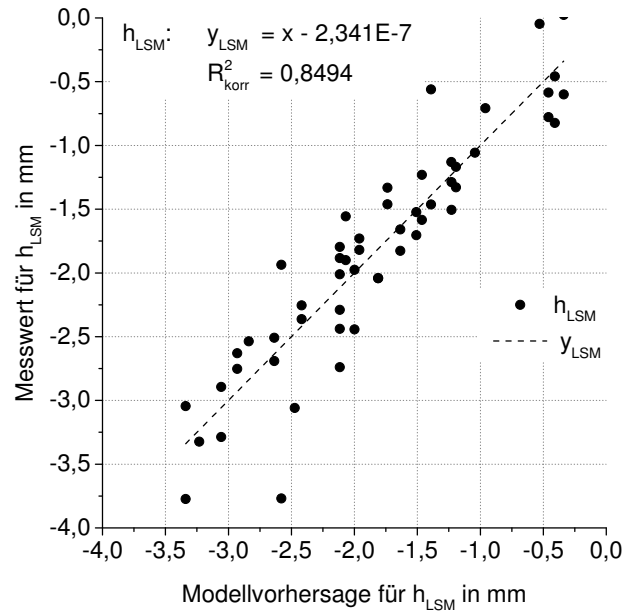


Abbildung 4.56: Vergleich der Messdaten und der Modellvorhersage für  $h_{LSM, G1P3}$  in Prozessstufe 2

Ergänzend zu den voranstehenden Darstellungen kombiniert Abbildung 4.57 die Kenngrößen  $h_{KS}$  sowie  $h_{LSM}$  für PS1 und PS2. Um eine ausreichende Übersichtlichkeit zu gewährleisten, beruht die Darstellung von PS1 lediglich auf den Werten von  $h_{KSM}$ . Für PS2 wird der arithmetische Mittelwert aus  $h_{KSL}$  und  $h_{KSR}$  aufgetragen. Diese Darstellung unterstützt die getroffenen Aussagen und veranschaulicht die Clusterung der Prozessparametervarianten entsprechend der Werkzeugtemperaturen  $T$ . Insbesondere für Prozessstufe 1 ist dabei eine klare Abgrenzung zwischen den einzelnen Gruppen ersichtlich. Für PS2 wiederum verliert sich diese klare Abgrenzung für  $T2$  und  $T3$ , wie bereits im Rahmen der Einzelkenngrößen ersichtlich wurde.

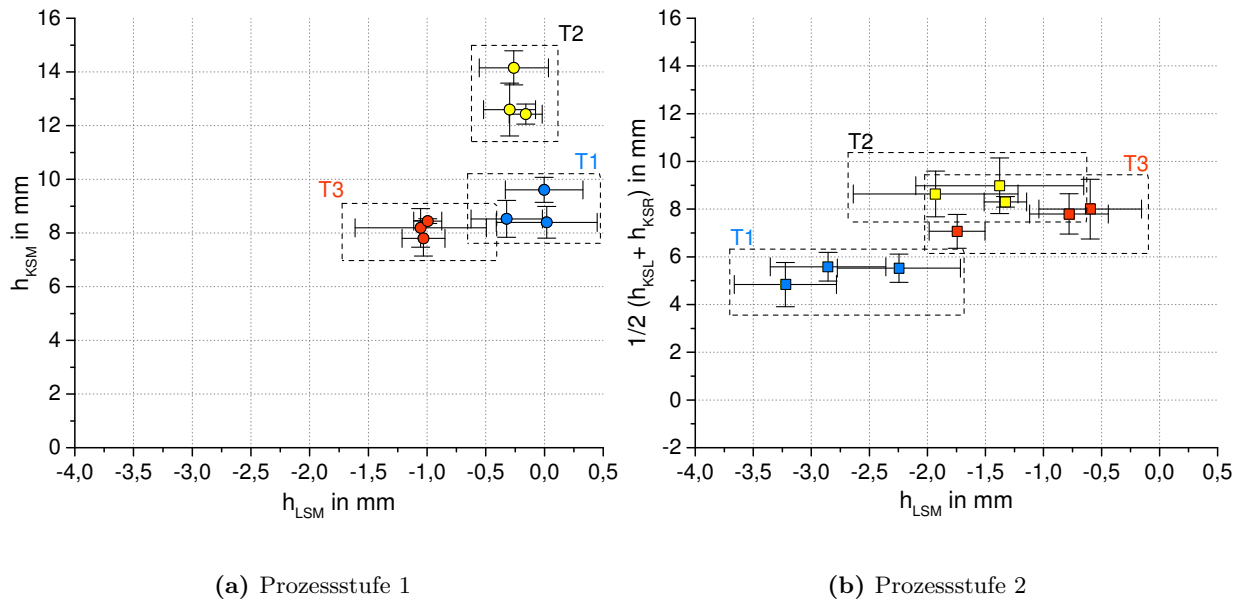


Abbildung 4.57: Kombinierte Darstellung von  $h_{KSM}$  über  $h_{LSM}$ ; eine Clusterung der Ergebnisse ist abhängig von der Werkzeugtemperatur möglich

### Schnittwinkel $\alpha_{KS}$ und Patch-Querkrümmung $\kappa_{KS}$

Entsprechend den Gleichungen 4.12 und 4.13 aus Abschnitt 4.3.4 bestehen geometrische Zusammenhänge zwischen  $h_{KSM}$ ,  $\alpha_{KS}$  sowie  $\kappa_{KS}$ . Für einen störungsfreien Versuchskörper sind entsprechend qualitativ vergleichbare Abhängigkeiten der Kenngrößen  $\alpha_{KS}$  und  $\kappa_{KS}$  von den Prozessparameterkombinationen zu erwarten, wie diese für  $h_{KSM}$  ermittelt wurden. Zur Bewertung dieser Annahme sind die Ergebnisse der Datenauswertung in Abbildung 4.58 und 4.59 zusammengefasst.

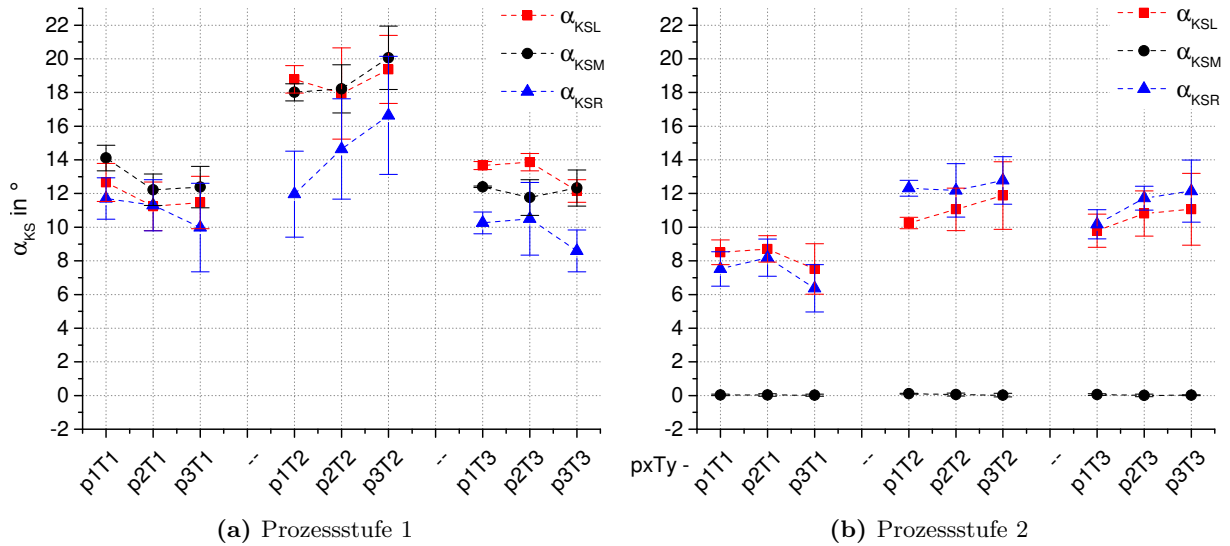


Abbildung 4.58: Schnittwinkel  $\alpha_{KS}$  in T-Sortierung

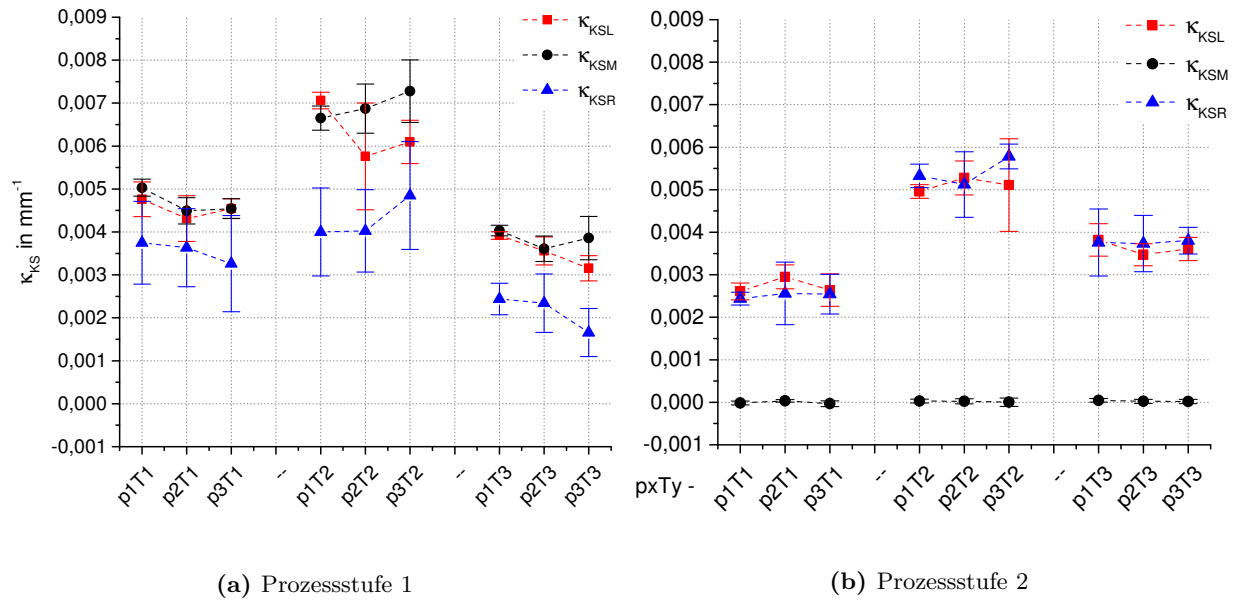
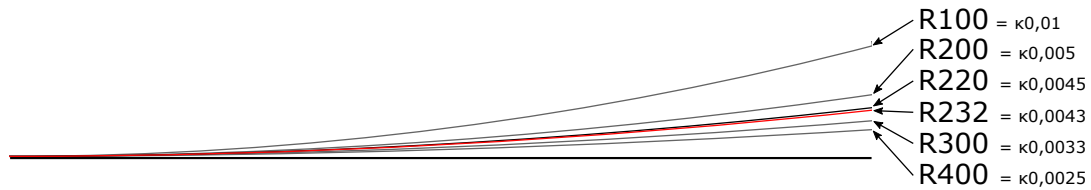


Abbildung 4.59: Patch-Querkrümmung  $\kappa_{KS}$  in T-Sortierung

Die Daten für  $\alpha_{KS}$  und  $\kappa_{KS}$  zeigen sowohl für PS1 als auch für PS2 eine qualitativ gute Übereinstimmung der Kurvenverläufe mit  $h_{KS}$ . Dies schließt vergleichbare Tendenzen der Mittelwertabweichungen zwischen den Rändern sowie den Anstieg der Standardabweichungen, insbesondere für KSR, mit ein. Diese Beobachtung liefert einen Indikator für die grundsätzliche Gültigkeit der beschriebenen formalen Zusammenhänge der Kenngrößen.

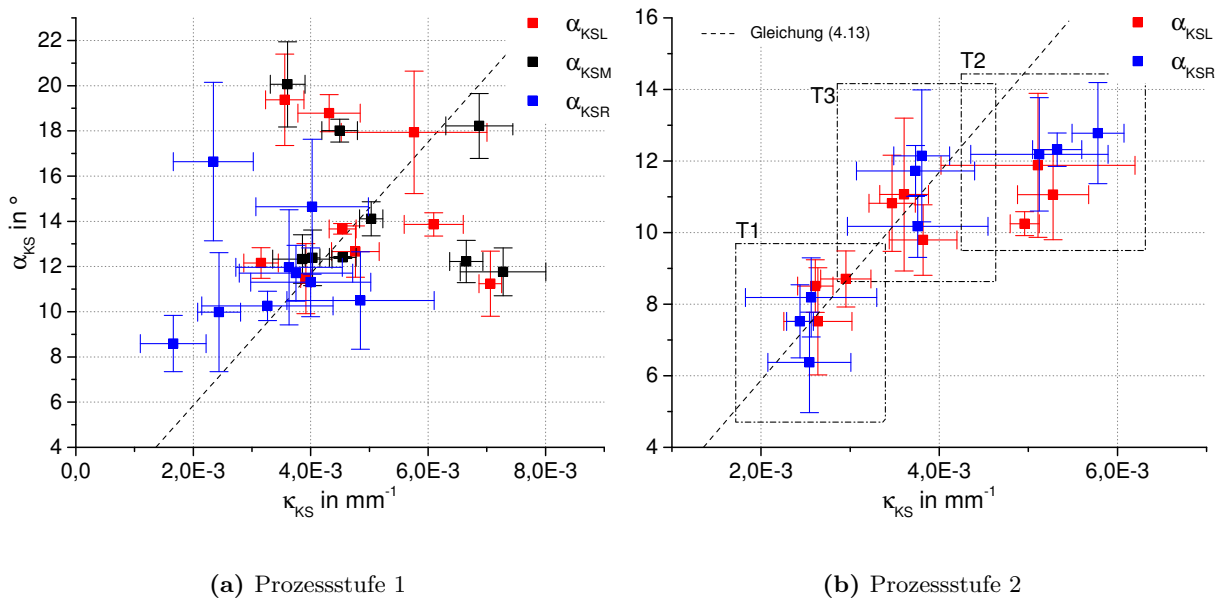


Wie bereits an früherer Stelle erwähnt wurde, ist in PS1 für eine idealisierte Fertigung keine Änderung des Querschnitts entlang der G1P3 Versuchskörper zu erwarten. Dieser Sachverhalt ist auf Basis der vorliegenden Daten jedoch nur für einzelne Prozessparameterkombinationen zu verifizieren. Exemplarisch werden an dieser Stelle die Varianten p2T1 und p3T1 für eine Analyse herangezogen. Die PS1 Mittelwerte für KSM und KSL besitzen in diesen Fällen über beide Druckniveaus hinweg eine  $\alpha_{KS}$ -Abweichung von 0,92 bis 0,98° zueinander<sup>1</sup>. Gleichzeitig korrespondieren die Krümmungsmittelwerte der Patches mit Radien von 220 bis 232 mm<sup>2</sup>. Abbildung 4.60 veranschaulicht den resultierenden Krümmungsunterschied der Patches. Aus dem Zusammenspiel dieser Trends ergeben sich gute Übereinstimmungen der Querschnitte von KSL und KSM.



**Abbildung 4.60:** Illustration unterschiedlicher Patchkrümmungen  $\kappa_{KS}$  und ihrer korrespondierenden Radien  $R$

Konträr zum gerade beschriebenen Sachverhalt zeigen die T2 Varianten in PS1 ein stark divergierendes Verhalten der Ränder für  $\alpha_{KS}$  und  $\kappa_{KS}$ . Folglich ist mit einem uneinheitlichen Querschnitt entlang der Längsachse zu rechnen. Dieser Umstand wird auch aus Abbildung 4.61(a) ersichtlich. Vergleichbar zu Abschnitt 4.3.4 ist darin  $\alpha_{KS}$  über  $\kappa_{KS}$  aufgetragen. Die eingezeichnete Gerade repräsentiert den formalen Zusammenhang aus Gleichung (4.13). Aus dieser Datenübersicht



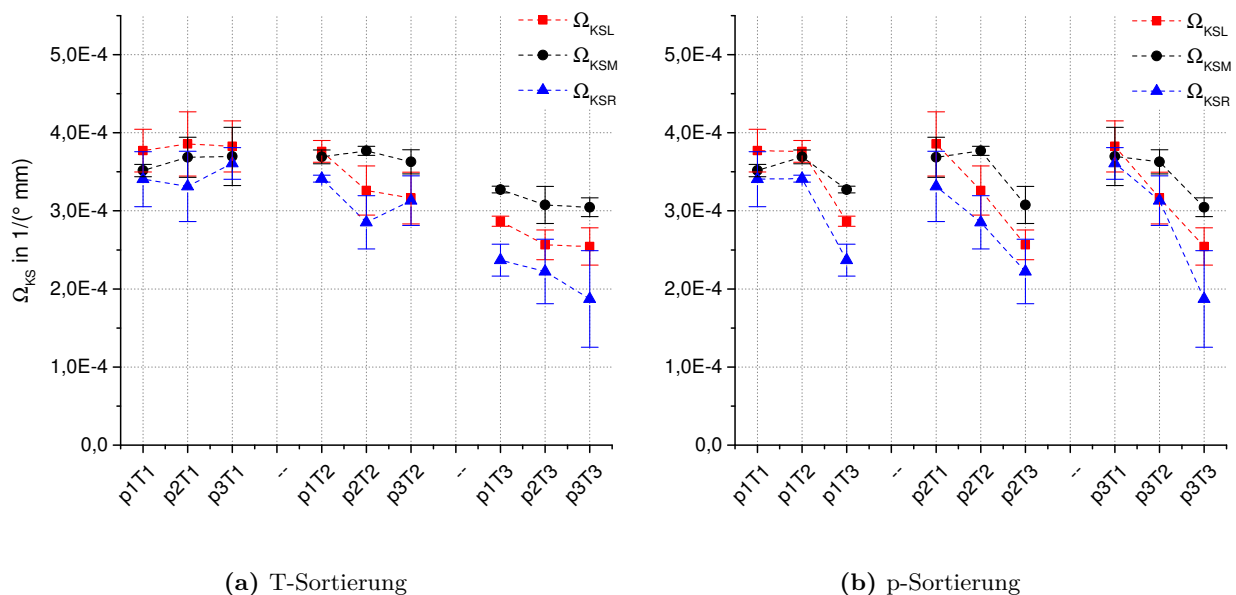
**Abbildung 4.61:** Kombinierte Darstellung von  $\alpha_{KS}$  über  $\kappa_{KS}$ ; eine Abweichung von der Gerade entspricht einer Abweichung vom formalen Zusammenhang aus Gleichung (4.13); zu beachten ist die unterschiedliche Skalierung der beiden Grafiken, die zu Gunsten der Übersichtlichkeit nicht einheitlich gewählt ist

1  $\sigma_{\alpha_{KS}} = 7,6$  bis  $12,8$  %  
 2  $\sigma_{\kappa_{KS}} = 5,0$  bis  $6,8$  %

wird vor allem für Prozessstufe 1 die erhöhte Varianz der Messdaten gegenüber dem analytischen Zusammenhang offensichtlich. Dabei bestätigt sich, dass im Falle von KSR sowohl für  $\alpha_{KS}$  als auch für  $\kappa_{KS}$  eine Tendenz zu geringeren Mittelwerten bei zugleich erhöhten Standardabweichungen zu verzeichnen ist. Jedoch weichen auch KSL sowie KSM für vier von neun Parametervariationen teils gravierend von der Idealgeometrie ab. Für Prozessstufe 2 indes resultieren die Messdaten in einer deutlich verbesserten Übereinstimmung der Ränder mit Gleichung (4.13). Wie bereits für  $h_{KS}$  ist eine Gruppierung der Ergebnisse entsprechend der Werkzeugtemperatur  $T$  möglich. Hierbei zeigt sich für die  $T2$  Varianten eine gesteigerte Abweichung von der Idealgeometrie um circa  $7,5^\circ$ .  $T1$  wie auch  $T3$  lassen sich grundsätzlich durch den linearen Zusammenhang aus Gleichung (4.13) annähern. Für die gegebenen  $\kappa_{KS}$  Werte, zeigen die Versuchskörper jedoch eine um etwa  $2^\circ$  zu geringe Ausprägung von  $\alpha_{KS}$ . Im nachfolgenden Abschnitt werden  $\alpha_{KS}$  und  $\kappa_{KS}$  zum Formfaktor  $\Omega_{KS}$  verknüpft, um die getroffenen Aussagen weiterführend zu überprüfen.

### Formfaktor $\Omega_{KS}$

Anhand der Prozessparameter p2T2 konnte in Abschnitt 4.3.4 bereits gezeigt werden, dass für G1P3 eine Reduzierung des Formfaktors  $\Omega_{KS}$  für KSL und KSR zu verzeichnen ist. Diese Ergebnisse werden nun auf die Gesamtheit der untersuchten Prozessparameter erweitert. Ein erster Überblick der Ergebnisse für Prozessstufe 1 ist in Abbildung 4.62 zusammengefasst.



**Abbildung 4.62:** Formfaktor  $\Omega_{KS}$  für Prozessstufe 1

Aus dieser Darstellung wird ersichtlich, dass insbesondere  $T3$  Parameterkombinationen für alle Ränder eine Reduzierung des Formfaktors gegenüber  $T1$  und  $T2$  bewirken. Des Weiteren zeigen KSL sowie KSR eine geringfügige Sensitivität der Mittelwerte gegenüber einer Druckerhöhung. Am ausgeprägtesten ist die druckabhängige Änderung für  $\Omega_{KSR}$  bei einer Druckerhöhung von p1T2 auf p2T2. In diesem Fall wird eine Abnahme von 16,4% ermittelt.

Bei einem allgemeinen Vergleich der  $\Omega_{KS}$  Mittelwerte von KSL und KSR, relativ zu KSM, treten zwei wesentliche Merkmale aus der Datenanalyse in den Vordergrund. Zum einen betrifft dies die  $T1$  Varianten der Prozessparameter, für die die folgenden Zusammenhänge gelten:

$$\Omega_{\text{KSL}} > \Omega_{\text{KSM}} > \Omega_{\text{KSR}} \quad (4.14)$$

und

$$\Delta\Omega_{\text{KSL/KSM}} \neq \Delta\Omega_{\text{KSM/KSR}}; \quad \Delta\Omega_{\text{KSL/KSM}} = |\Omega_{\text{KSL}} - \Omega_{\text{KSM}}| \quad (4.15)$$

Diese Gleichungen entsprechen einem abflachen des Querschnitts von KSL nach KSR, wie es in Abbildung 4.63(a) illustriert ist. Werte gemäß Gleichung (4.14) werden jedoch exklusiv für die T1 Varianten ermittelt. Gilt in diesen Fällen ergänzend  $\Delta\Omega_{\text{KSL/KSM}} \approx \Delta\Omega_{\text{KSM/KSR}}$  (p3T1), liegt eine lineare Änderung des Profilquerschnitts entlang des Versuchskörpers vor. Für die Prozessparameter p2T2 sowie die T3 Varianten gilt darüber hinaus

$$\Omega_{\text{KSM}} > \Omega_{\text{KSL}} > \Omega_{\text{KSR}} \quad (4.16)$$

und

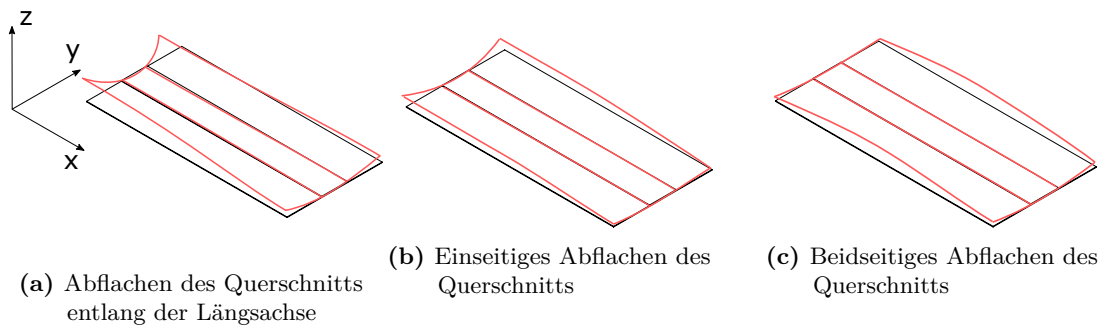
$$\Delta\Omega_{\text{KSL/KSM}} \approx \Delta\Omega_{\text{KSL/KSR}} \quad (4.17)$$

Ein solcher Zusammenhang korrespondiert mit einem beidseitigen, linearen Abflachen des Querschnitts, der zu KSR hin verstärkt ausgeprägt ist. Tritt das Abflachen des Querschnitts für KSL und KSR im gleichen Maße in Erscheinung (siehe p3T2), so muss gelten:

$$\Omega_{\text{KSM}} > \Omega_{\text{KSL}} \approx \Omega_{\text{KSR}} \quad (4.18)$$

und

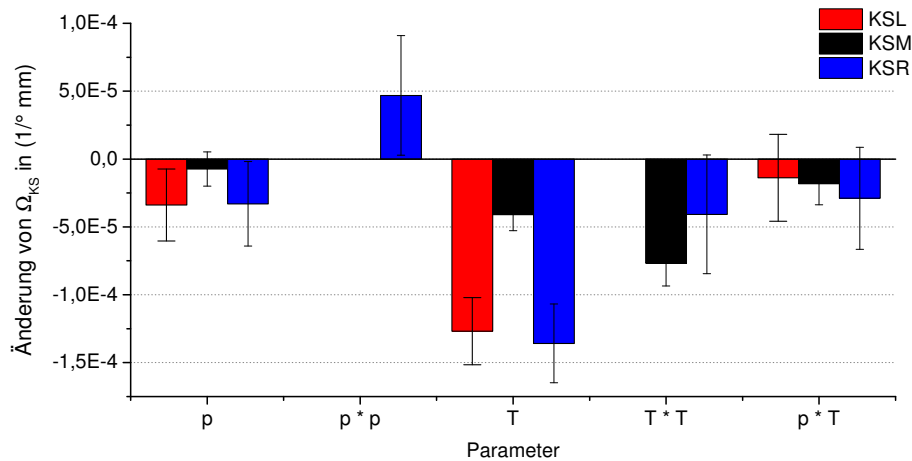
$$\Delta\Omega_{\text{KSM/KSL}} \approx \Delta\Omega_{\text{KSM/KSR}} \quad (4.19)$$



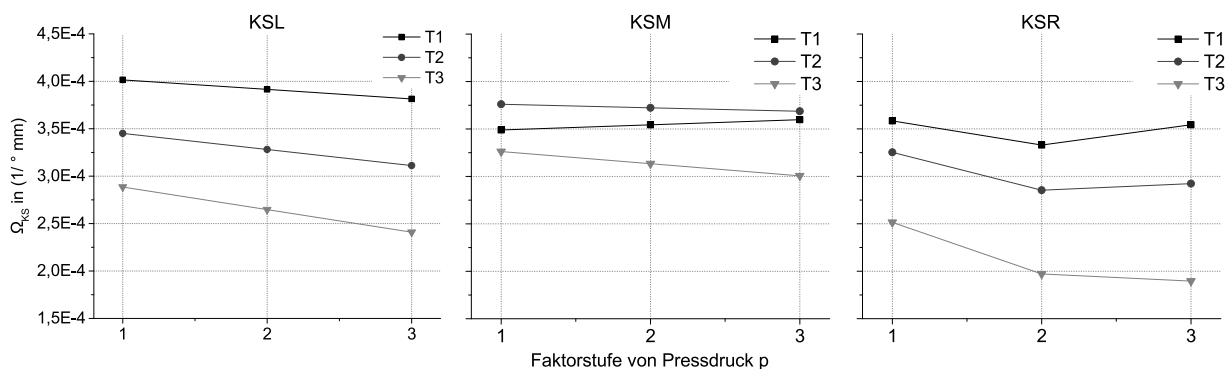
**Abbildung 4.63:** Geometrische Bedeutung der Gleichungen (4.14) bis (4.19) mit Bezug zu einer Änderung von  $\Omega_{\text{KS, G1P3}}$  in Prozessstufe 1

Das zuvor beschriebene, vielfältige Bild für  $\Omega_{\text{KS}}$  findet sich auch in der Auswertung auf Basis der statistischen Versuchsplanung wieder. Abbildung 4.64 präsentiert hierzu eine Übersicht der Effekte einzelner Faktoren auf die resultierenden  $\Omega_{\text{KS}}$  Werte der Ränder. Alle Ränder zeigen demzufolge eine signifikante Abhängigkeit gegenüber der Werkzeugtemperatur  $T$ . Einzig für KSM ist diese Abhängigkeit zudem quadratischer Natur ( $T^2$ ). Darüber hinaus bestehen geringfügig signifikante Abhängigkeiten von  $\Omega_{\text{KSL}}$  und  $\Omega_{\text{KSR}}$  gegenüber dem Pressdruck  $p$  sowie von  $\Omega_{\text{KSM}}$  gegenüber der Interaktion von  $p$  und  $T$  ( $p \cdot T$ ). Das korrigierte Bestimmtheitsmaß der Modelle der jeweiligen

Ränder beträgt in diesem Zusammenhang zwischen  $R_{\text{kor}, \Omega_{\text{KSM}}}^2 = 0,76$  und  $R_{\text{kor}, \Omega_{\text{KSR}}}^2 = 0,68$ . Ergänzend zu Abbildung 4.64 sind in Abbildung 4.65 die Wechselwirkungen der Faktoren  $p$  und  $T$  für die jeweiligen Ränder aufgetragen.



**Abbildung 4.64:** Mittels statistischer Versuchsplanung ermittelter Einfluss der Prozessparameter  $p$  und  $T$  auf  $\Omega_{\text{KS}, \text{G1P3}}$  in Prozessstufe 1



**Abbildung 4.65:** Wechselwirkung der Prozessparameter  $p$  und  $T$  in Bezug auf die Ausprägung von  $\Omega_{\text{K}, \text{G1P3}}$  in Prozessstufe 1

Bei gesamtheitlicher Betrachtung der PS1-Daten für  $\Omega_{\text{KS}}$  kann insbesondere der Formfaktor von KSM über ein weites Parameterspektrum hinweg als stabil betrachtet werden. Eine signifikante Reduzierung des Formfaktors um circa 14,5 % ergibt sich erst für die Erhöhung der Werkzeugtemperatur auf die Stufe  $T3$ . Gleichzeitig ergibt sich für KSL sowie KSR kein einheitliches Bild hinsichtlich des Abflachens der Ränder gegenüber KSM. Ein wesentlicher Aspekt der Beobachtungen sind jedoch die grundsätzlich geringeren  $\Omega_{\text{KSR}}$  gegenüber KSL sowie dessen erhöhte Standardabweichungen. Dies korrespondiert mit einem verstärkten Abflachen des Querschnitts zum Rand KSR hin.

Dem Trend von  $\alpha_{\text{KS}}$  und  $\kappa_{\text{KS}}$  folgend, zeigt sich auch in PS2 ein Anstieg der  $\Omega_{\text{KS}}$  Werte in Abhängigkeit von  $T2$ . Abbildung 4.66 zeigt hierzu den relativen Verlauf von KSL zu KSR, der vergleichbar zu PS1 ist. Auf eine Darstellung von KSM wird in diesem Kontext verzichtet, da auf Grund des geraden Querschnitts im Radius keine sinnvollen Werte für  $\Omega_{\text{KSM}}$  ermittelt werden. Bei direktem Vergleich der Daten mit Prozessstufe 1 wird darüber hinaus ersichtlich, dass die  $\Omega_{\text{KS}}$  Mittelwerte für  $T1$  in PS2 und PS1 in Näherung übereinstimmen. Sowohl für die  $T2$  wie auch die  $T3$

Varianten ergibt sich jedoch ein signifikanter Anstieg der Mittelwerte gegenüber PS1. Die maximale Mittelwertdifferenz  $|\Omega_{KSL} - \Omega_{KSR}|$  reduziert sich dabei von durchschnittlich  $3,81 \cdot 10^{-5} (\text{°mm})^{-1}$  in PS1, auf  $1,04 \cdot 10^{-5} (\text{°mm})^{-1}$  in PS2. Für p2T3 liegt in PS2 gar eine Übereinstimmung zu PS1 vor.

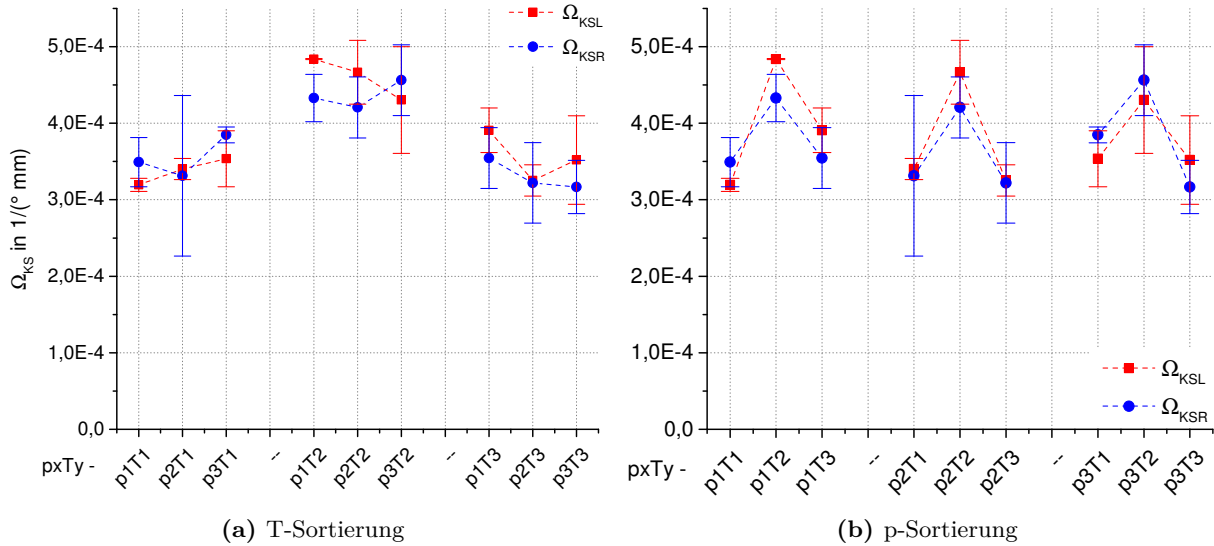


Abbildung 4.66: Formfaktor  $\Omega_{KS, G1P3}$  für Prozessstufe 2

Die statistische Modellbildung bestätigt diese Aussagen erneut. Für KSL zeigen die T2 Varianten sowie p2T3 und p3T3 die höchste Signifikanz. Für KSR lässt sich lediglich für p3T2, p2T3 sowie p3T3 ein statistisch signifikanter Effekt nachweisen. Das Modell liefert Werte von  $R^2_{\text{korr}, \Omega_{KSL}} = 0,83$  und  $R^2_{\text{korr}, \Omega_{KSR}} = 0,63$ . Die zugehörige Modellvorhersage ist in Abbildung 4.67 aufgetragen

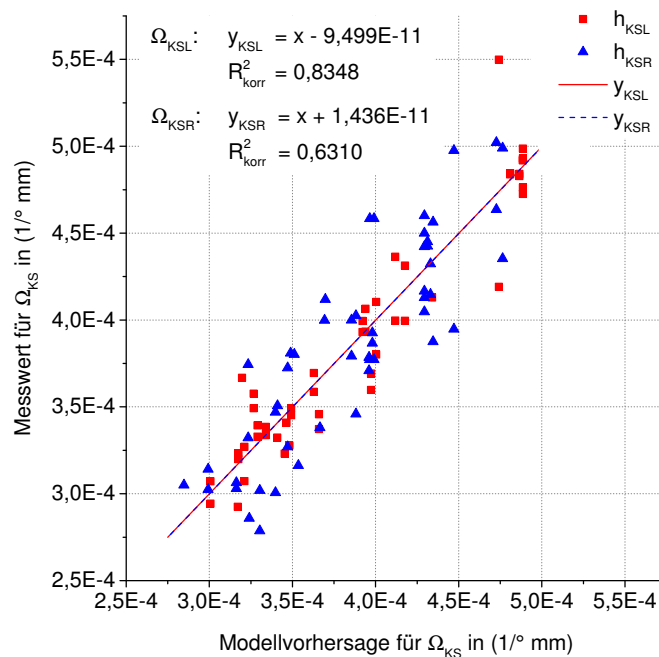


Abbildung 4.67: Vergleich der Messdaten und der Modellvorhersage für  $\Omega_{KS}$  in Prozessstufe 2

### Verdrillung $\gamma$

Die Analyse der Verdrillung der G1P3 Versuchskörper zeigt in Prozessstufe 1, wie schon bei den Untersuchungen zur Variation der Laminatkonfiguration, kein ersichtliches Schema dem die Kenngröße folgt. Ein Modell zur Beschreibung konnte folglich nicht aus dem statistischen Versuchsplan abgeleitet werden. Die Mittelwerte für  $\gamma$  liegen im Bereich von  $0,26^\circ$  (p3T1) bis  $4,03^\circ$  (p1T2), verbunden mit einer Standardabweichung von bis zu  $2,1^\circ$ . Einzig für die T1-Varianten ist eine Tendenz hin zu geringeren  $\gamma$ -Werten erkennbar. Darüber hinaus sind für p2T1 sowie p3T1 geringe Standardabweichungen von unter  $0,4^\circ$  zu verzeichnen. Abbildung 4.68(a) trägt die jeweiligen Messdaten für  $\gamma$  über den Prozessparameterkombinationen auf.

Bedingt durch die Umformung der Versuchskörper in PS2 und die damit einhergehende geometrische Versteifung des Versuchskörpers im Bereich des Radius, reduziert sich die Verdrillung der Schenkel auf ein geringes mittleres Niveau von  $\gamma = 0,2^\circ$  (Abbildung 4.68(b)). Auf Grund von Beträgen der Standardabweichungen, die vergleichbar zu den Mittelwerten selbst sind, ist dennoch auch für PS2 keine Ableitung eines statistischen Modells möglich. Die Ergebnisse bestätigen jedoch die Erkenntnisse aus Abschnitt 4.3.4, wonach die geometrische Versteifung der Winkelgeometrie eine signifikante Reduktion der Verdrillung bewirkt.

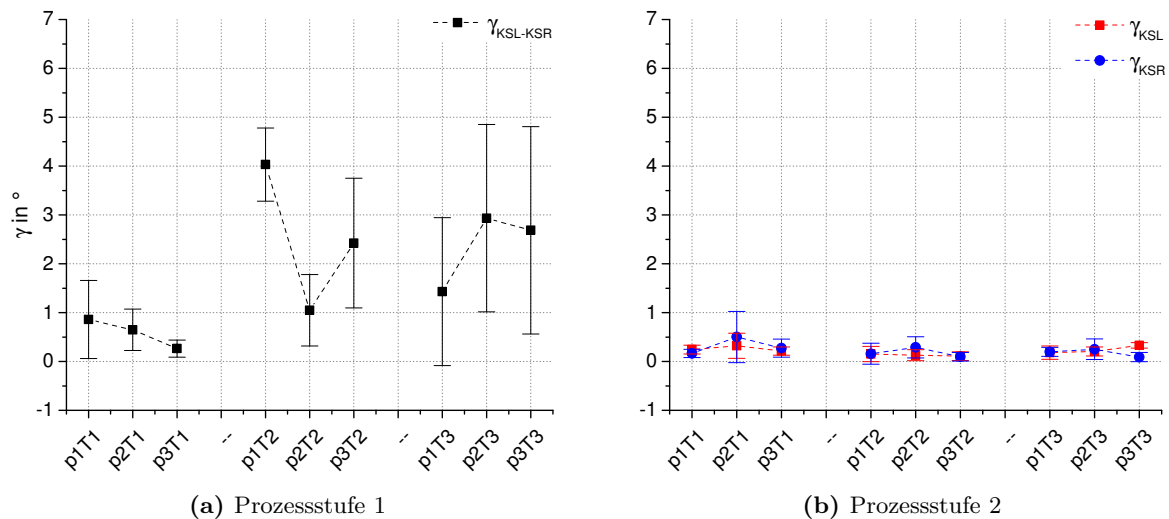


Abbildung 4.68: Verdrillung  $\gamma$  in T-Sortierung

### Spring-in $\theta$

Zum Abschluss der Ergebnispräsentation im Kontext der Parametervariation für G1P3 erfolgt die Analyse des Spring-in  $\theta$ . Die für  $\theta$  ermittelte Bandbreite der Mittelwerte reicht von  $0,07^\circ$  (p2T3) bis  $1,35^\circ$  (p3T1). In Abbildung 4.69 lässt sich deutlich die zugehörige Abhängigkeit der Daten von der Werkzeugtemperatur  $T$  erkennen. Durch eine Erhöhung von  $T$  wird dabei eine Reduktion des resultierenden Spring-in erzielt. Dieser Effekt ist für p1 am geringsten ausgeprägt und resultiert in einem um 56,6% reduzierten Mittelwert von p1T3 gegenüber p1T1. Für T2 sowie T3 werden indes deutliche höhere Differenzen von 99,4% (p3T1  $\rightarrow$  p3T3) und 105,6% (p2T1  $\rightarrow$  p2T3) beobachtet. Sowohl p2T3 als auch p3T3 weisen einen Spring-in von  $\theta_{p2T3} \approx \theta_{p3T3} \approx 0$  auf.

Die Auswertung der Daten anhand des statistischen Versuchsplans zeigt eine hohe Modellgüte mit  $R_{\text{kor},\theta}^2 = 0,89$ . Eine Vorhersage des Spring-in ist auf Basis dieser Modellbildung mit hoher Genauigkeit möglich. Abbildung 4.70 unterstreicht diese Aussage anhand der zugehörigen Vorhersagen des Modells. Darüber hinaus listet Tabelle 4.11 die Messdaten  $\theta_{G1P3}$  sowie die berechneten Modellwerte  $\theta_{G1P3}^*$  für exemplarische Prozessparameterkombinationen auf.

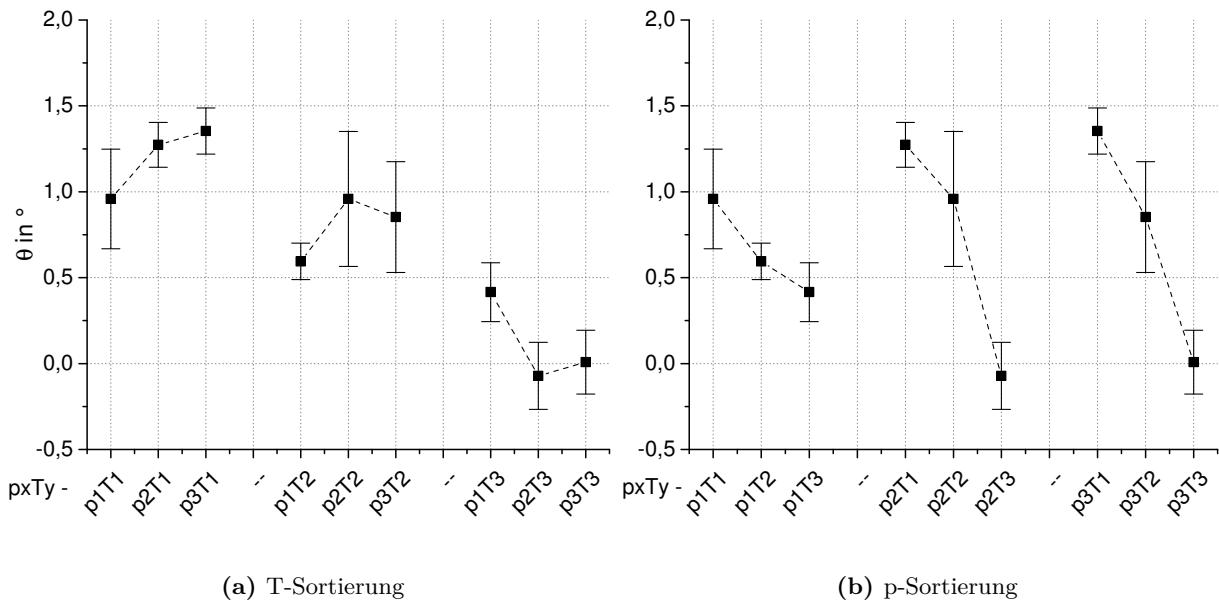


Abbildung 4.69: Spring-in  $\theta$  für Prozessstufe 2

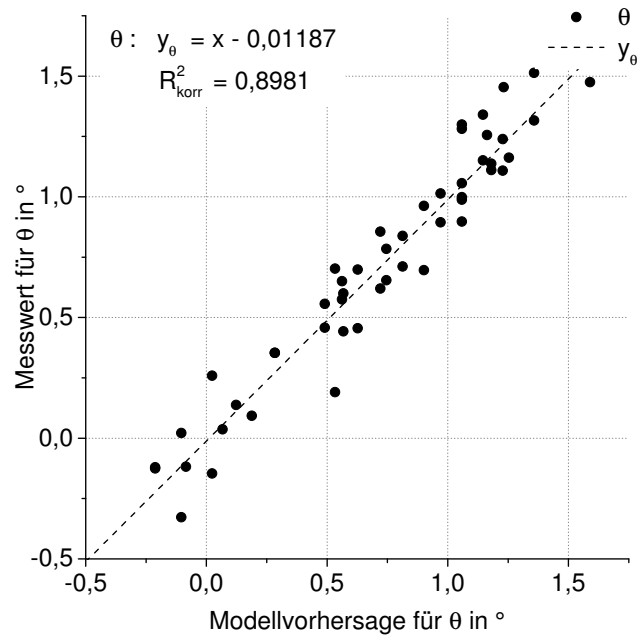


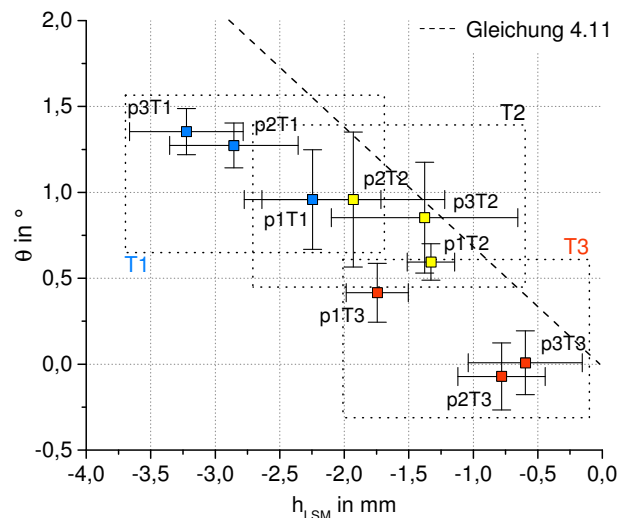
Abbildung 4.70: Vergleich der Messdaten und Modellvorhersage für  $\theta$  in Prozessstufe 2

**Tabelle 4.11:** Vergleich der Messdaten und berechneter Modellwerte des Spring-in  $\theta$  für exemplarische Prozessparameterkombinationen;  $\sigma_{\theta^*, 95\%}$  entspricht dabei dem 95%-Konfidenzintervall des berechneten Modellwerts  $\theta^*$

Variante	$\theta$	$\theta^*$	$\sigma_{\theta^*, 95\%}$	$\Delta\theta = \theta - \theta^*$
p1T1-p1T1	0,74	0,85	0,23	-0,11
p2T2-p2T2	1,09	1,02	0,14	+0,07
p3T1-p3T1	1,41	1,33	0,23	+0,08
p1T3-p1T3	0,35	0,30	0,22	+0,05
p1T3-p2T1	1,17	1,19	0,23	-0,02
p1T2-p1T2	0,61	0,56	0,23	+0,05
p2T3-p3T2	0,72	0,72	0,21	$\pm 0,00$

alle Angaben in  $^\circ$

In Abschnitt 4.3.4 lieferte bereits die Auswertung der p2T2 Variante das Ergebnis, dass G1P3 Versuchskörper mit der Parameterkombination p2T2-p2T2 eine gute Übereinstimmung mit dem formalen Zusammenhang zwischen  $\theta$  und  $h_{\text{LSM}}^*$  zeigen<sup>1</sup>. Auf Grund der Variation der  $\theta$ -Werte, die sich aus der Prozessparametervariation ergibt, ist eine generelle Übertragbarkeit dieser Aussagen auf andere Prozessparameter zu hinterfragen. Zu diesem Zweck zeigt Abbildung 4.71 die kombinierte Darstellung von  $\theta$  und  $h_{\text{LSM}}$  für alle Parametervarianten. Eine Gruppierung der Daten gemäß der Werkzeugtemperatur  $T$  ist möglich, die jeweiligen Hüllkurven überschneiden sich jedoch deutlich und lassen keine eindeutige Abgrenzung zu. Bezogen auf Gleichung (4.11) ist lediglich für die T2-Varianten sowie p3T3 in guter Näherung eine Übereinstimmung der Messdaten mit diesem formalen Zusammenhang zu verzeichnen. Für die übrigen Prozessparameterkombinationen nimmt Längsverzug  $h_{\text{LSM}}$  betragsmäßig zu hohe Werte an, was einer verstärkten Längskrümmung der Versuchskörper entspricht. Die Einordnung dieser Ergebnisse in den Gesamtkontext der Arbeit folgt in Abschnitt 5.1.1.



**Abbildung 4.71:** Spring-in  $\theta$  als Funktion des Längsverzugs  $h_{\text{LSM}}$

<sup>1</sup> Siehe Gleichung (4.11)



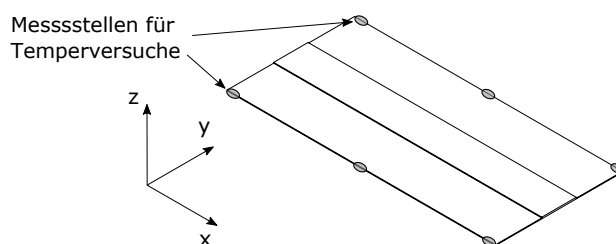
### 4.3.6 Einfluss von Tempern auf die Gestaltabweichungen der G1P3 Variante

Anhand von Variante G1P3 werden jeweils vier PS1 Versuchskörper der Parameterkombinationen p2T1, p2T2 sowie p2T3 dem Temperprofil in Tabelle 4.12 unterzogen.

**Tabelle 4.12:** Temperprofil zur thermischen Nachbehandlung der G1P3-Versuchskörper

Temperprogramm	Einstellwert	Einheit
Starttemperatur	25	°C
Heizrata	40	K/h
Zieltemperatur	210	°C
Haltezeit	0,5	h
Kühlrate	20	K/h
Endtemperatur	50	°C

Jeweils zwei Versuchskörper werden hierzu gleichzeitig in einem Trockenofen<sup>1</sup> platziert. Ziel der Untersuchung ist es, mögliche Effekte wie Nachkristallisation und Spannungsrelaxation in Bezug zu den variierenden Prozessparametern zu setzen. Die Temperaturüberwachung im Innenraum des Ofens erfolgt mit einem Typ-K Thermoelement, bei einer Messfrequenz von 0,2 Hz. Zur Bewertung der geometrischen Änderungen wird vor und nach dem Temperzyklus an sechs Stellen eines Versuchskörpers der Abstand zur Unterlage gemessen. Hierzu wird ein Maßstab mit 0,5 mm Teilung verwendet. Die Messstellen sind in Abbildung 4.72 illustriert und lassen einen Vergleich zur Kenngröße  $h_{KS}$  zu. An dieser Stelle ist darauf hinzuweisen, dass die gezeigten Werte der getemperten Versuchskörper durch Mittelwertbildung der jeweiligen Messstellen an den äußeren Kanten bestimmt werden. Unter Berücksichtigung des 3,5 mm Versatzes der Prüfpunkte zur Bauteilkante, resultiert dieses Vorgehen in einem z-Fehler der Messwerte gegenüber den Prüfpunktendaten. Im relevanten Wertebereich von  $\alpha_{KS}/2$  beläuft sich dieser Fehler auf 0,2 bis 0,6 mm.



**Abbildung 4.72:** Messstellen zur Bewertung der Änderung der Kenngröße  $h_{KS}$  durch Tempern

Die Messwerte der getemperten G1P3 Versuchskörper sind in Abbildung 4.73 zusammen mit den Messwerten der ungetemperten Versuchskörper dargestellt. Für die getemperten Versuchskörper ergibt sich im Mittel ein Anstieg auf einen Wert von 15,96 mm ( $T1$ ) und 15,97 mm ( $T2$ ). Getemperte p2T3 Versuchskörper zeigen im Vergleich lediglich einen moderaten Anstieg auf 9,48 mm. Für alle betrachteten Prozessparameter reduzieren sich dabei geringfügig die Variationskoeffizienten der jeweiligen Messwerte. Wie schon für vorangehend behandelte Kenngrößen, ergeben sich insbesondere für KSR abweichende Mittelwerte von KSM und KSL. Für die durch Temperung induzierte Änderung von  $h_{KSM}$  gilt der Zusammenhang

<sup>1</sup> Thermconcept KU 140/04/A

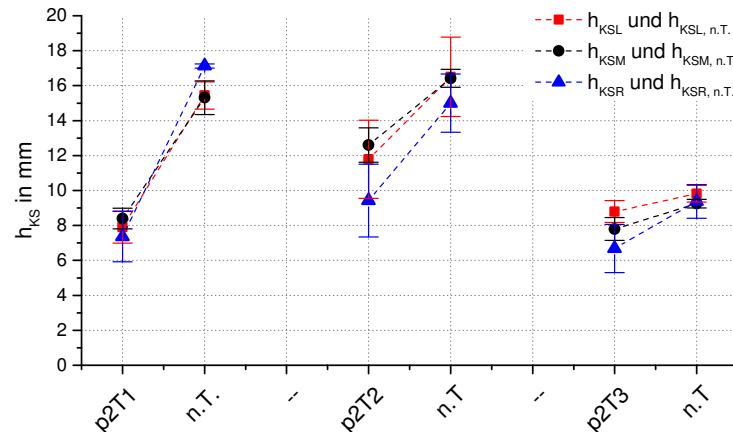


Abbildung 4.73: Getemperte (n.T.) und ungetemperte Werte von  $h_{KS}$  für Prozessstufe 1

$$\Delta h_{KSM, p2T1} > \Delta h_{KSM, p2T2} > \Delta h_{KSM, p2T3} \quad (4.20)$$

mit

$$h_{KSM, p2T1, n.T.} \approx h_{KSM, p2T2, n.T.} > h_{KSM, p2T3, n.T.} \quad (4.21)$$

#### 4.4 Vorhersage von Gestaltabweichungen in der Simulation

Basierend auf den vorangehenden Ergebnissen der experimentellen Analysen in Abschnitt 4.3, folgt im weiteren Verlauf deren Abgleich mit den Modellvorhersagen der Simulation. Die angewandte Methodik der Modellbildung wurde in Abschnitt 3.4 bereits grundlegend erläutert. Im weiteren Verlauf erfolgt die Spezifizierung der im Einzelnen durchgeführten Berechnungen sowie der zugehörigen Modellparameter. Die Abmessungen der Versuchskörper und Transferbleche entsprechen dabei den Angaben in Abbildung 3.1, 3.5<sup>1</sup> sowie 3.8.

##### 4.4.1 Modellvalidierung der thermischen Analyse

Ein zentraler Aspekt der Validierung der thermischen Analyse ist der Abgleich des Temperaturverlaufs von Simulation und Experiment. Die experimentelle Grundlage bilden die in Abschnitt 4.1.2 vorgestellten Untersuchungen zum Wärmehaushalt der Versuchskörper während der Verarbeitung. Die Auswertung erfolgt auf Basis der Messwerte der eingebetteten Thermolemente TE1 bis TE6 und korrespondierenden Knoten innerhalb des Simulationsmodells. Zur Erzielung einer hohen Übereinstimmung zwischen der Vorhersage des Modells und dem realen Abkühlverhalten der Laminare ist die Definition akkurater Materialeigenschaften essentielle Grundlage. Die genutzten Eingangsgrößen des Simulationsmodells sind in Tabelle B.2 im Anhang B.2.1 zusammengefasst.

Die Vernetzung der Instanzen der Transferbleche und des Versuchskörpers erfolgt mit DCC3D8 Volumenelementen, um auch konvektive Abkühlungseffekte berücksichtigen zu können. Die Instanzen des Ober- und Unterteils des Presswerkzeugs werden indes mit DC3D8 Volumenelementen vernetzt. Diese Elementtypen, sowie geeignete Elementgrößen für die Vernetzung, wurden im Rahmen einer vorgeschalteten Sensitivitätsstudie des Modells ermittelt. Tabelle 4.13 fasst die daraus abgeleiteten Elementdefinitionen zusammen.

<sup>1</sup> Die Breite des Transferblechs für PS1 wird so angepasst, dass sie der Verarbeitung eines einzelnen Versuchskörpers entspricht.

**Tabelle 4.13:** Zusammenfassung der Elementtypen und -abmessungen für die Vernetzung der Instanzen der thermischen Analyse

Instanz		Elementtyp	Kantenlänge in mm	Elementanzahl über die Dicke	Seiten- verhältnis
PS 1	Werkzeugoberteil	DC3D8	40	11	8,15 : 1
	Werkzeugunterteil	DC3D8	40	17	10,15 : 1
PS 2	Werkzeugoberteil	DC3D8	15	5 / 17 <sup>1</sup>	3 : 1
	Werkzeugunterteil	DC3D8	15	5 / variiert	3 : 1
	Transferblech ohne Nut	DCC3D8	5	4	10 : 1
	Transferblech mit Nut	DCC3D8	5	4 / 2 <sup>2</sup>	10 : 1
	Versuchskörper	DCC3D8	2,2	4 / 8 <sup>3</sup>	8,4 : 1

<sup>1</sup> Werkzeug mit geringer / hoher thermischer Masse

<sup>2</sup> im Bereich ohne / mit Nut    <sup>3</sup> im Bereich ohne / mit Patch

Des Weiteren ist es erforderlich, die Randbedingungen der Simulation fallspezifisch auf die Gegebenheiten des Experiments anzupassen, um systematische Abweichungen von Simulation und Experiment zu vermeiden. Dies umfasst die Umgebungstemperatur  $T_{\text{Umg}}$ , den Konvektionskoeffizienten  $h_{\text{konv}}$ , die Werkzeugtemperatur  $T_{\text{wzg}}$ , die Vorlauftemperatur der Werkzeugtemperierung  $T_{\text{Vorlauf}}$  sowie die Wärmeübergangskoeffizienten bei Festkörperkontakt  $h_{\text{kond}}$  und zuletzt die variierenden Zeiten der einzelnen Prozessphasen<sup>1</sup>. Die Wahl der Konvektionskoeffizienten  $h_{\text{konv}}$  erfolgt in Anlehnung an die Gegebenheiten der Versuchskörperherstellung. Hierbei wird der Transfer als leicht bewegte Luft charakterisiert. Für die Entformung sowie die Abkühlung der Versuchskörper an Luft wird von ruhender Umgebungsluft ausgegangen. Die darauf basierend gewählten Werte betragen  $h_{\text{konv}} \approx 2$  bis  $30 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ <sup>2</sup>. Diese sind in Übereinstimmung mit gängigen Wertebereichen in der Literatur, die sich aus Tabellenwerken wie etwa in [199, 200] ermitteln lassen. In den nachfolgenden Paragraphen werden die übrigen für den Presszyklus relevanten Randbedingungen hinsichtlich ihres Einflusses auf das Ergebnis der Abkühlsimulation untersucht. Ausgehend von den Werten des finalen Simulationsmodells werden in den entsprechenden Paragraphen lediglich die jeweils betrachteten Parameter variiert.

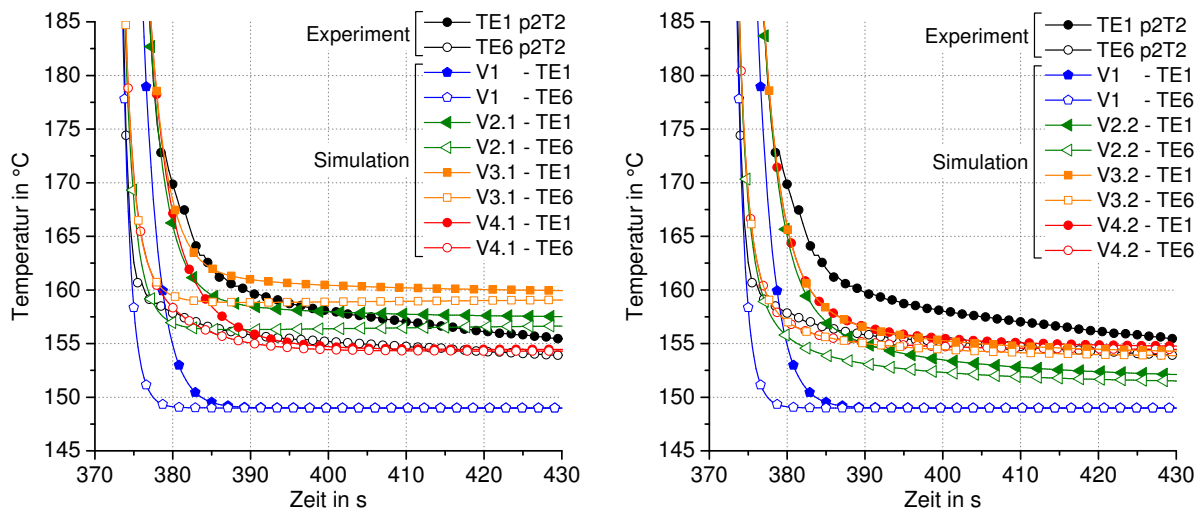
#### Einfluss der Presswerkzeugmodellierung

Einen wesentlichen Anteil an der Übereinstimmung von Simulation und Experiment hat das Vorgehen zur Modellierung der Presswerkzeuge in der Simulation. Dies umfasst einerseits die Definition einer ausreichend hohen thermischen Masse und andererseits die abstrahierte Berücksichtigung der Medienkanäle für die Werkzeugtemperierung<sup>3</sup>. Die positiven Effekte dieser Maßnahmen auf die Ergebnislage zeigen sich exemplarisch in Abbildung 4.74 anhand der PS2 Messung mit Werkzeugtemperatur  $T_2$ . Darin betrachtet Variante 1 das Presswerkzeug zunächst als Körper mit konstanter Temperatur  $T_2$ . Eine Änderung der thermischen Masse nimmt in diesem Fall keinen Einfluss auf das Berechnungsergebnis, weswegen keine Variantenunterteilung vorgenommen

<sup>1</sup> Transfer, Entformung und Abkühlung an Luft

<sup>2</sup> Die genauen Werte sind in Tabelle B.3 im Anhang B.2.1 aufgeführt.

<sup>3</sup> Siehe auch Abschnitt 3.4.1



(a) Werkzeug mit geringer thermischer Masse  
Wzg<sub>PS2, m↓</sub> (Variante 1 bis 4.1)

(b) Werkzeug mit hoher thermischer Masse  
Wzg<sub>PS2, m↑</sub> (Variante 2.2 bis 4.2)

**Abbildung 4.74:** Vergleich verschiedener Modellierungskonzepte zur Berücksichtigung des Einflusses der Presswerkzeugmasse und -temperierung in der Simulation; das Beispiel beruht auf dem Verpressen von PS2 Versuchskörpern mit der Werkzeugtemperatur  $T_2$

- Variante 1: konstante, unveränderliche Werkzeugtemperatur
- Variante 2: konstante Anfangstemperatur des Presswerkzeugs; eine Temperaturänderung durch Wärmeübertragung ist möglich
- Variante 3: Modellierung des Presswerkzeugs gemäß Abschnitt 3.4.1, ohne Berücksichtigung der Werkzeugtemperierung
- Variante 4: Modellierung des Presswerkzeugs gemäß Abschnitt 3.4.1

und eine geringe thermische Masse modelliert wird. Bedingt durch die konstante Temperatur des Presswerkzeugs unterschätzt die Simulation die Zeit die erforderlich ist, um die Versuchskörper- und die Werkzeugtemperatur anzugleichen. Darüber hinaus werden die maximal erzielten Abkühlraten im betrachteten Bereich um bis zu 100% überschätzt und es erfolgt keine Erwärmung des Presswerkzeugs durch den Wärmeeintrag der Transferbleche und Versuchskörper. Dies steht im Widerspruch zu Beobachtungen während der Versuchskörperherstellung, für die bei  $T_2$  eine Oberflächenerwärmung von etwa 4 °C gemessen wird. In einer ersten Optimierung wird das Presswerkzeug in Variante 2.1 (Wzg<sub>PS2, m↓</sub>) und Variante 2.2 (Wzg<sub>PS2, m↑</sub>) mit homogener Anfangstemperatur definiert. Temperaturänderungen des Presswerkzeugs sind möglich und werden im Verlauf des Presszyklus aus der Wärmeübertragung des Blech-Gelege-Stapels berechnet. Die Ergebnisse bestätigen die grundsätzlich geringere Abkühlgeschwindigkeit der Versuchskörper auf Grund des sich reduzierenden Temperaturgradienten. Insbesondere für Variante 2.1 ergibt sich jedoch, bedingt durch die geringe thermische Masse bei gleichzeitiger Vernachlässigung der Werkzeugtemperierung, eine um 2,8 °C zu starke Erwärmung des Presswerkzeugs. Die Entformungstemperatur der Versuchskörper wird folglich geringfügig überschätzt. Gegensätzlich wird das Presswerkzeug in Varianten 2.2 nicht ausreichend durch die abgegebene Wärme des Blech-Gelege-Stapels erwärmt, wodurch eine um 2,3 °C zu geringe Entformungstemperatur resultiert. In einer weiteren Anpassung wird in Variante 3.1 (Wzg<sub>PS2, m↓</sub>) und 3.2 (Wzg<sub>PS2, m↑</sub>) die homogene Werkzeugstarttemperatur durch einen Temperaturverlauf ersetzt. Die Berechnung dieses Verlaufs erfolgt in Anlehnung an Abschnitt 3.4.1. Sie berücksichtigt für die anschließende Abkühlsimulation jedoch keine Temperaturrandbedingung an den Systemgrenzen, die der Werkzeugtemperierung entsprechen. Auch für Variante 3 zeigt sich deutlich der Einfluss der thermischen Masse des

Presswerkzeugs. Variante 3.1 zeigt einen zu Variante 2.1 analogen Erwärmungseffekt, der sich auf Grund der anfänglichen Temperaturverteilung innerhalb des Presswerkzeugs nochmals um  $2,4^\circ\text{C}$  verstärkt. Die Entformungstemperatur am Ende der Pressphase ist um  $5,2^\circ\text{C}$  zu hoch. Gleichzeitig bewirkt der Temperaturverlauf für Variante 3.2 eine verbesserte Vorhersage des Experiments, da keine zu Variante 2.2 vergleichbar Unterkühlung des Versuchskörpers erzeugt wird. Variante 4.1 ( $\text{Wzg}_{\text{PS2}, \text{m}\downarrow}$ ) und 4.2 ( $\text{Wzg}_{\text{PS2}, \text{m}\uparrow}$ ) beinhalten schließlich sowohl eine anfängliche Temperaturverteilung innerhalb des Presswerkzeugs, als auch eine vereinfachte Modellierung der Werkzeugtemperierung. Die Ergebnisse zeigen für Variante 4.1 eine weitere Verbesserung der Vorhersagegüte, insbesondere mit Bezug auf die sich einstellende Entformungstemperatur der Versuchskörper. Der maximale Fehler im abgebildeten Zeitbereich beträgt etwa  $3,6^\circ\text{C}$  für das Thermoelement TE1 zum Zeitpunkt  $t = 390,5\text{s}$ . Variante 4.2 stimmt in Näherung mit Variante 3.2 überein.

#### Einfluss der Kontakt-Wärmeübergangskoeffizienten

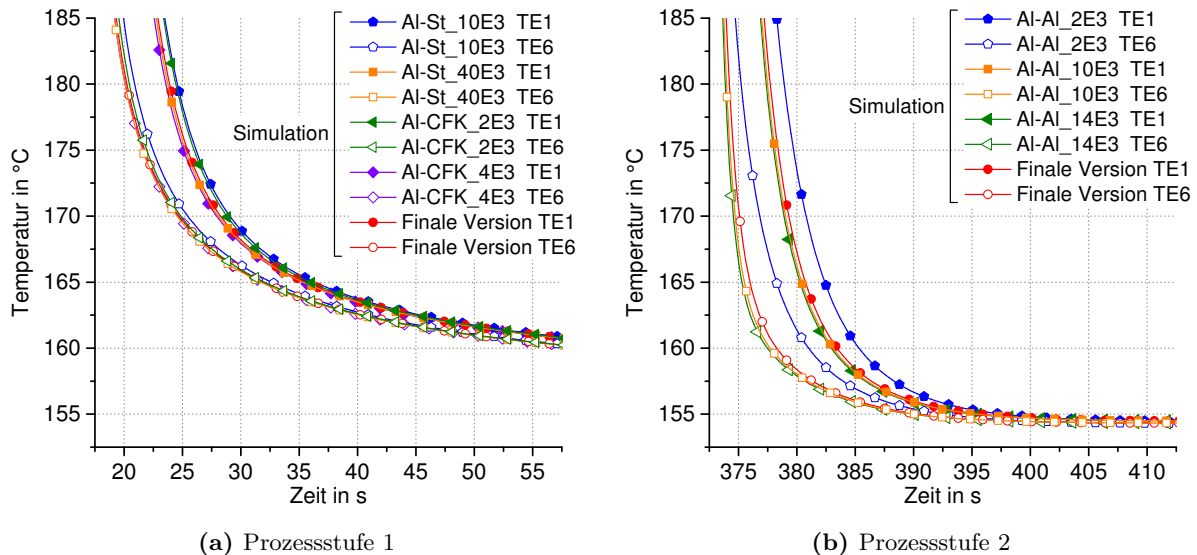
Der thermische Festkörperkontakt bildet eine weitere Stellgröße, die maßgeblichen Einfluss auf die Ergebnisgüte der Simulation nimmt. Anders als für den konvektiven Wärmeübergang an Luft existieren für den thermischen Festkörperkontakt jedoch keine umfassenden Tabellenwerke. Ursächlich hierfür ist insbesondere, dass sich eine experimentelle Bestimmung des Kontakt-Wärmeübergangskoeffizienten  $h_{\text{kond}}$ , bedingt durch die starke Interaktion von Werkstoffpaarung, Oberflächenbeschaffenheiten und Anpressdruck, diffizil gestaltet. Folglich existieren vorrangig wissenschaftliche Veröffentlichungen mit einem spezifischen Untersuchungsschwerpunkt als Quelle dieses Parameters. Die darin publizierten Ergebnisse können jedoch lediglich als Richtwert dienen, da eine absolute Vergleichbarkeit mit den Untersuchungen dieser Arbeit nicht gegeben ist. Die relevanten Werkstoffpaarung für die Abkühlsimulation umfassen Aluminium-Aluminium (Al-Al), Aluminium-CF/PPS Laminat (Al-CFK) sowie Aluminium-Stahl (Al-St). Tabelle 4.14 fasst typische Wertebereiche der relevanten Werkstoffpaarungen zusammen und definiert die im Rahmen dieser Arbeit genutzten Werte.

**Tabelle 4.14:** Wertebereiche für den Kontakt-Wärmeübergangskoeffizienten relevanter Werkstoffpaarungen; mangels Verfügbarkeit von Daten für CFRTP beinhalten diese Quellen auch reine Polymere

Werkstoff- paarung	Wertebereich für $h_{\text{kond}}$ in $\text{W}/(\text{m}^2\text{K})$	Quelle	Gewählter Wert für $h_{\text{kond}}$ in $\text{W}/(\text{m}^2\text{K})$
Al-Al	2200 - 20000	[201–204]	6000
Al-St	3140 - 45000	[202–205]	25000
Al-CFK <sup>1</sup>	500 - 10000	[181, 206, 207]	3250

Mittels einer Variation der  $h_{\text{kond}}$  Werte innerhalb der genannten Schranken wurde die Sensitivität der Lösung quantifiziert, bevor der finale Datensatz festgelegt wurde. Die Presswerkzeuge wurden hierzu entsprechend der Modellierung aus Abschnitt 3.4.1 respektive Variante 4 umgesetzt. Abbildung 4.75 präsentiert einen Auszug dieser Parametervariation für die  $T_2$ -Messungen der Prozessstufen 1 und 2. Die Ergebnisse zeigen zunächst die Bedeutung des Wärmeübergangs des heißen Blech-Gelege-Stapels auf das Presswerkzeug. Wird  $h_{\text{kond}}$  für diese Kontaktfläche zu gering gewählt reduziert sich die Wärmeflussdichte auf ein Maß, das keine ausreichende Wärmeabfuhr zulässt. In der Folge entsteht ein Temperaturstau, der in der Simulation zu einer reduzierten Abkühlgeschwindigkeit des Versuchskörpers führt (PS1, Kurve Al-St-10E3 sowie PS2, Kurve

Al-Al-2E3)<sup>1</sup>. Eine Steigerung des Kontakt-Wärmeübergangskoeffizienten zum Presswerkzeug hin<sup>2</sup> erhöht in diesem Fall die Abkühlrate im Versuchskörper. Wird auf diesem Weg eine ausreichend hohe Wärmestromdichte ermöglicht, bedingt eine weitere Erhöhung von  $h_{\text{kond, Al-St}}$  (PS1) oder  $h_{\text{kond, Al-Al}}$  (PS2) keine Änderung des vorhergesagten Temperaturverlaufs (PS1, Kurve Al-St-40E3 sowie PS2, Kurve Al-Al-10E3 und Al-Al-14E3). Gleichfalls ergibt sich in diesem Fall eine Insensitivität des Simulationsergebnisses gegenüber einer Variation von  $h_{\text{kond, Al-CFK}}$  innerhalb des untersuchten Wertebereichs.



**Abbildung 4.75:** Einfluss einer Variation der  $h_{\text{kond}}$ -Werte für die Werkstoffpaarungen in PS1 und PS2 auf das Ergebnis der Abkühlsimulation für Werkzeugtemperatur  $T_2$

Auf Basis dieser Parameterstudie erfolgte die Definition der  $h_{\text{kond}}$ -Werte innerhalb der genannten Schranken so, dass eine Insensitivität des Simulationsergebnisses gegenüber einer Variation der  $h_{\text{kond}}$ -Einzelwerte erzielt wird. Eine robuste Ergebnisvorhersage der Abkühlsimulation ist somit sichergestellt. Eine experimentelle Validierung der  $h_{\text{kond}}$  Werte ist im Rahmen dieser Arbeit nicht erfolgt, wird für zukünftige Untersuchungen jedoch empfohlen.

#### Ergebnisse der Abkühlsimulation mit finalem Parametersatz

Die Abbildungen 4.76 und 4.77 illustrieren den Vergleich der Abkühlsimulationen mit den experimentellen Messkurven und bestätigen eine sehr gute Übereinstimmung der Daten. Insbesondere der rapide Temperaturabfall in den ersten Sekunden des Pressvorgangs lässt sich qualitativ wie quantitativ mit hoher Genauigkeit vorhersagen. Diese Phase der Abkühlung ist für die weiterführende Definition der Starttemperatur der mechanischen Analyse entscheidend. Ein Vergleich von Experiment und Simulation zeigt für PS2 jedoch, dass eine zu schnelle Angleichung der Temperatur innerhalb des Versuchskörpers vorhersagt wird. Dieser Effekt ist für  $T_3$  am ausgeprägtesten und resultiert in einer Temperaturdifferenz von etwa 5 °C für den Messpunkt von Thermolement TE1. In Anbetracht real existierender Prozessstreuungen und der Tatsache, dass für die Hauptwerkzeugtemperatur,  $T_2$ , die Differenz von Experiment und Simulation mit 3,6 °C nochmals geringer ausfällt<sup>3</sup>, wird diese Abweichung als ausreichend genau angesehen.

1 Die Angabe 10E3 steht stellvertretend für  $h_{\text{kond}} = 10\,000 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ .

2 Bei zugleich konstant gehaltenem Wärmeübergang innerhalb des Blech-Gelege-Stapels

3 Dies entspricht einem Fehler von 2,3% bezogen auf die Entformungstemperatur.

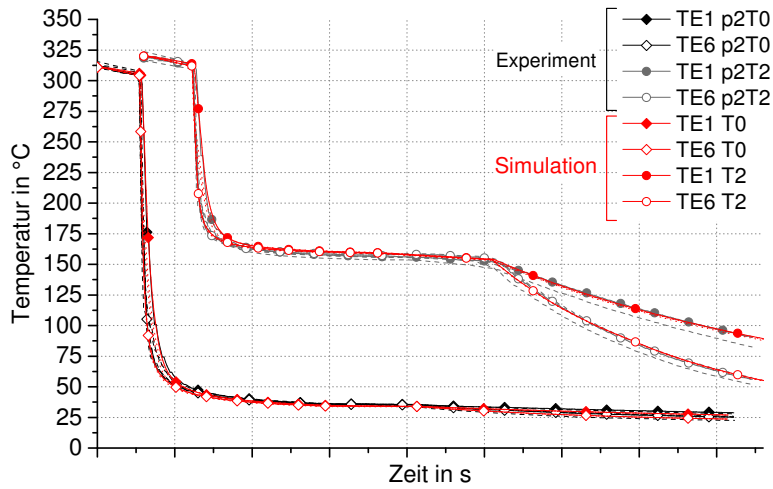


Abbildung 4.76: Vergleich von Simulation und Experiment für die Konsolidierung von Versuchskörpern in Prozessstufe 1 mit den Werkzeugtemperaturen  $T_0$  und  $T_2$ ; Gestrichelte Linien repräsentieren die Thermoelemente TE2 bis TE5

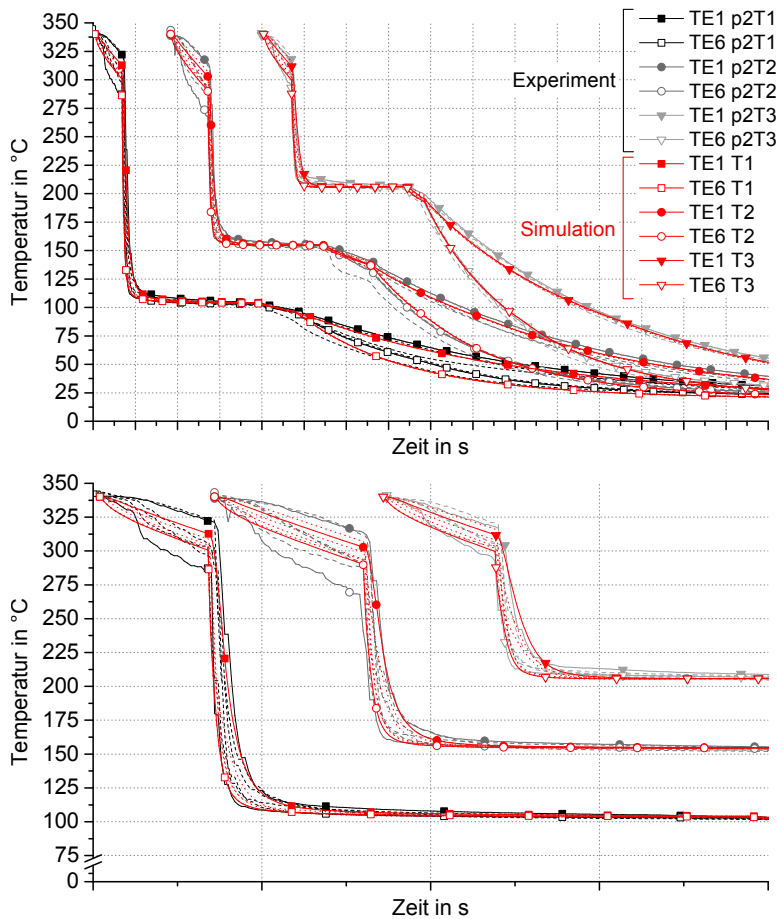


Abbildung 4.77: Vergleich von Simulation und Experiment für die Umformung von Versuchskörpern in Prozessstufe 2 mit den Werkzeugtemperaturen  $T_1$ ,  $T_2$  und  $T_3$ ; Gestrichelte Linien repräsentieren die Thermoelemente TE2 bis TE5  
Oben: Überblick über den Gesamtprozess  
Unten: Detaildarstellung der Prozessphasen Transfer und Pressen

### Vorgehen zur Definition der Starttemperatur für die mechanische Analyse

Auf Basis der präsentierten Vorhersage des Abkühlverhaltens der Versuchskörper ist der zweite zentrale Aspekt der thermischen Analyse die Definition der Starttemperatur der mechanischen Analyse. Hierzu ist gemäß Abschnitt 3.4.1 eine ergänzende Einbeziehung der thermoanalytischen Werkstoffcharakterisierung vorzusehen. Die Bewertung dieser experimentellen Analysen in Abschnitt 4.2.3 führte zu der Schlussfolgerung, dass für die betrachteten Versuchskörper keine modellintegrierte Berechnung der Kristallisationsvorgänge auf Basis einer Subroutine vorzusehen ist. Stattdessen werden nachfolgend zwei alternative Vorgehensweisen vorgestellt, um geeignete Starttemperaturen der mechanischen Analyse zu definieren.

Die erste Variante gründet auf einem phänomenologischen Vorgehen, welches auf Beobachtungen während der Versuchskörperherstellung beruht<sup>1</sup>. Der dort beschriebenen Tatsache Rechnung tragend, dass Versuchskörper direkt nach dem Pressprozess keine nennenswerten Gestaltabweichungen zeigen, wird die Entformungstemperatur als Starttemperatur der mechanischen Analyse definiert. Die zugehörigen Werte sind in Tabelle 4.15 zusammengefasst.

**Tabelle 4.15:** Starttemperaturen der mechanischen Analyse

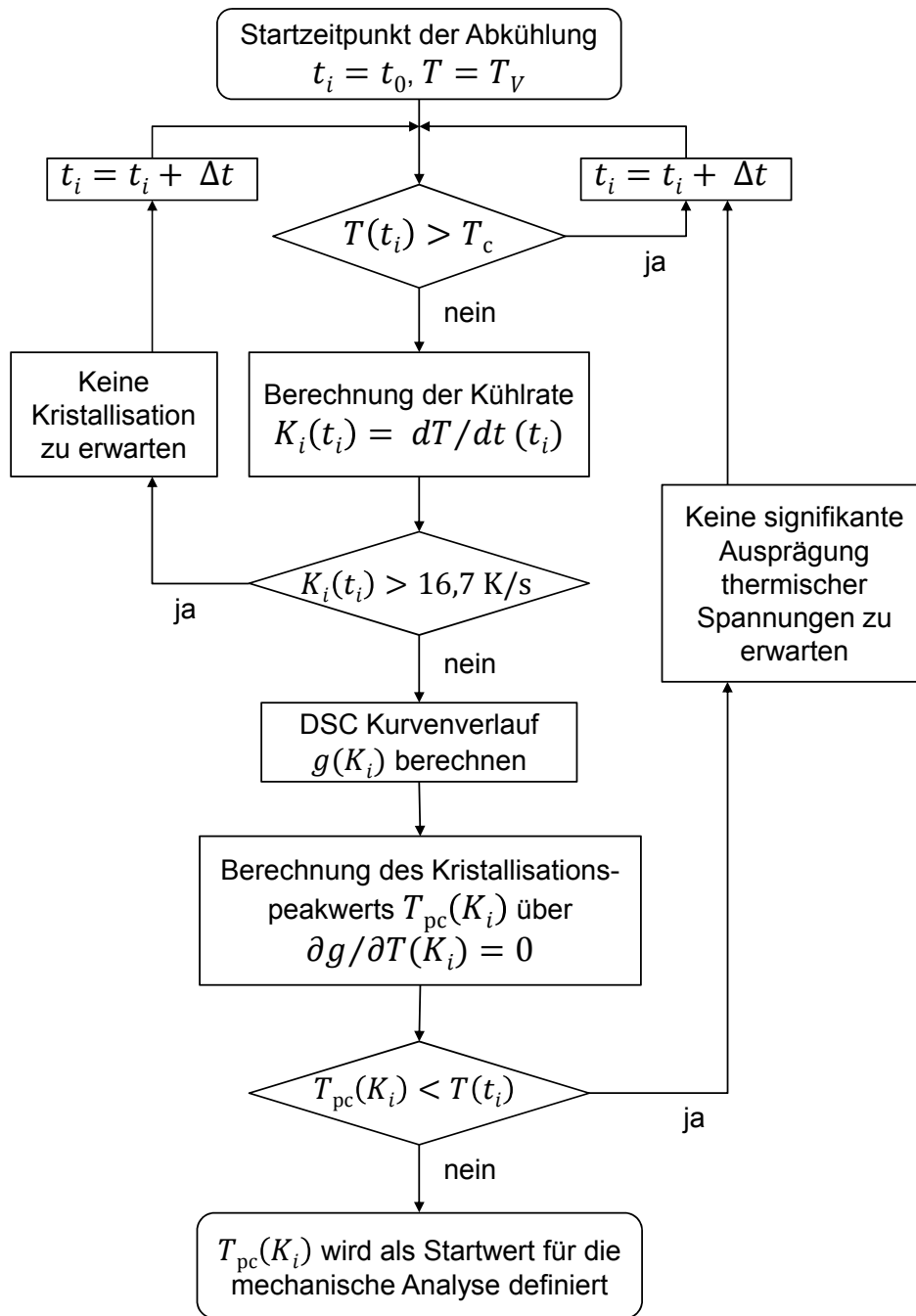
Werkzeugtemperatur	Starttemperatur in °C gemäß	
	Entformungstemperatur $T_{\text{entf}}$	Algorithmus $T_{\text{pc}}$
T1	104	155
T2	154	170
T3	206	209

Eine Alternative Möglichkeit zur Ermittlung der Starttemperatur beruht auf den DSC-Messungen der thermoanalytischen Untersuchungen und dem im Rahmen derer Bewertung aufgestellten Postulat. Das zugehörige methodische Vorgehen ist im Programmablaufplan von Abbildung 4.78 zusammengefasst. Es beruht auf einem iterierenden Abgleich zwischen der Temperatur  $T$  zum Zeitpunkt  $t_i$ , der dort vorherrschenden Abkühlrate  $K_i$  und dem auf Basis der DSC-Messungen vorhergesagten Kristallisationspeakwert  $T_{\text{pc}}(K_i)$  für diese Abkühlrate. Als Voraussetzung für eine signifikante Ausprägung thermischer Spannungen wird angenommen, dass die momentane Temperatur  $T$  just kleiner ist als  $T_{\text{pc}}$ .

Die mit diesem Algorithmus ermittelten Startwerte für die mechanische Analyse sind ebenfalls in Tabelle 4.15 gelistet. Für  $T3$  liegt die errechnete Starttemperatur nur wenige Grad oberhalb der Entformungstemperatur und lässt somit keine gravierende Abweichung der Ergebnisse der mechanischen Analyse erwarten. Die Werte für  $T1$  und  $T2$  indes liegen auf signifikant höherem Niveau als die Entformungstemperatur. Diese Tatsache beeinflusst die vorhergesagten Gestaltabweichungen durch die erhöhte Temperaturdifferenz zwischen Starttemperatur und Umgebungstemperatur. Eine Steigerung der vorhergesagten Gestaltabweichungen ist die Folge, die es im nachfolgenden Abschnitt zu quantifizieren gilt. Ungeachtet dessen bekräftigen die errechneten Starttemperaturwerte das aufgestellte Postulat, da diese Werte im Bereich der ersten Abweichungen der Abkühlkurven von  $T1$ ,  $T2$  und  $T3$  im Vergleich zu  $T0$  liegen.

<sup>1</sup> Siehe hierzu Abschnitt 4.1.3, Seite 59





**Abbildung 4.78:** Programmablaufplan zur Definition der Starttemperatur für die mechanische Analyse auf Basis der thermischen Analyse;  $T_c$  steht an dieser Stelle für die Kristallisationstemperatur bei  $K = 10 \text{ K/min}$ , die eine Obergrenze definiert oberhalb derer nicht mit der Ausbildung kristalliner Bereiche zu rechnen ist

#### 4.4.2 Modellvalidierung der mechanischen Analyse

Aufbauend auf den Ergebnissen der thermischen Analyse folgt an dieser Stelle die Berechnung der Gestaltabweichungen der unterschiedlichen Versuchskörper. Durch das linear-elastisch angenommene Materialverhalten basiert die Berechnung auf einem linearen Temperaturschritt von der definierten Starttemperatur auf Umgebungstemperatur<sup>1</sup>. Die zugehörigen mechanischen Kennwerte einer UD-Einzelschicht der CF/PPS Laminat sind in den Tabellen B.4 und B.5 im Anhang B.2.2 aufgelistet.

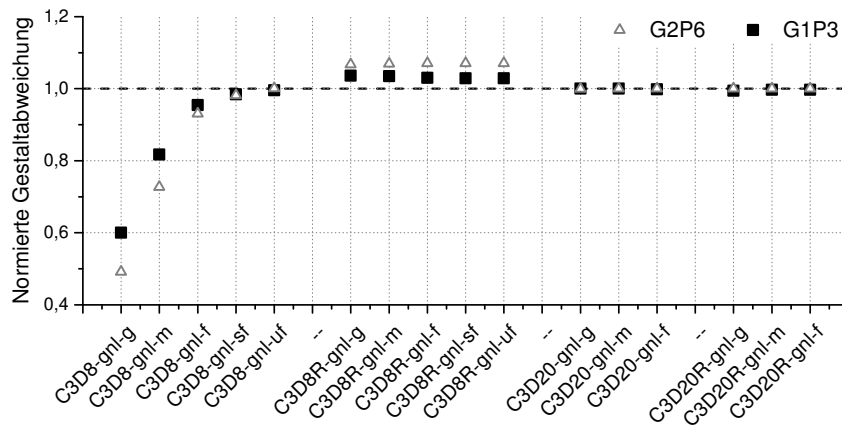
Zu Beginn der Untersuchungen wurde zunächst die Vernetzung der Versuchskörper auf Basis einer Sensitivitätsstudie optimiert. Hierzu wurden die Extremvarianten der Lagenkonfigurationen, G1P3 und G2P6, ausgewählt, für die die maximalen Gestaltabweichungen der geometrischen Kenngrößen  $h_{KS}$  (G1P3) und  $h_{LSM}$  (G2P6) ermittelt wurden. Die Parametervariation umfasst die folgenden Größen:

- Elementtyp: Volumenelemente mit linearer (C3D8, C3D8R) und quadratischer (C3D20, C3D20R) Ansatzfunktion. Die Endung R einer Elementbezeichnung bezieht sich auf Elementtypen mit reduzierter Integration.
- Elementgröße: Variation der Elementkantenlänge in der Laminatenebene mit den Stufen grob ( $g = 3,6$  mm), mittel ( $m = 2,2$  mm), fein ( $f = 1,1$  mm), sehr fein ( $sf = 0,73$  mm) und ultra fein ( $uf = 0,55$  mm). In Laminatdickenrichtung werden in allen Fällen jeweils zwei Einzellagen gleicher Faserorientierung in einem Element zusammengefasst. Hieraus ergibt sich eine Anzahl von vier Elementen im Bereich der Grundplatte, und acht Elementen im Bereich der lokalen Verstärkung.
- Geometrische Linearität: Die Berechnung der Gestaltabweichungen auf Basis geometrisch linearer (gl) respektive geometrisch nicht-linearer (gnl) Zusammenhänge.

Die Ergebnisse der gnl-Varianten dieser Parameterstudie werden in Abbildung 4.79 präsentiert. Die Normierung der Daten erfolgt darin auf das jeweilige Ergebnis der Variante C3D20-gnl-f, die die berechnungsintensivste Lösung darstellt. Auf die Ergebnisse der gl-Varianten wird an dieser Stelle nicht gesondert eingegangen. Die Ergebnisse konnten zeigen, dass die großen Deformationen der Versuchskörper eine Berücksichtigung geometrischer Nichtlinearität erforderlich machen. Nur auf diese Weise ist sichergestellt, dass das lokale Koordinatensystem der UD-Einzelschichten entsprechend ihrer sich ändernden Faserorientierungen transformiert wird. Eine Nichtbeachtung dieses Aspekts resultiert in einem Überschätzen der Berechnungsergebnisse der gl- gegenüber den gnl-Varianten von bis zu Faktor 380. Im Hinblick auf die gnl-Varianten zeigt sich für C3D8, dass erst für sehr feine Vernetzungen der Grenzwert der Lösung erreicht wird. Werden ausreichend hohe Vernetzungseinheiten gewählt, ist die Lösung jedoch vergleichbar zu Elementen mit quadratischer Ansatzfunktion. Letztere liefern bereits bei einer groben Vernetzung Ergebnisse, die durch eine Netzverfeinerung nicht weiter verbessert werden können. Zuletzt zeigen C3D8R-Elemente ebenfalls über alle Netzfeinheiten einheitliche Ergebnisse, liefern jedoch um den Faktor 1,03 bis 1,07 höhere Werte.

Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse wurden die nachfolgend präsentierten Berechnungsergebnisse unter Verwendung von Variante C3D20-gnl-m generiert. Diese verbindet eine zeiteffiziente Durchführung der Berechnungen, mit einem Maximum an Informationsdichte in Laminatdickenrichtung. Letzteres ist von Bedeutung, um für die PS2-Winkelgeometrie die entsprechenden thermischen Dehnungen abbilden zu können. Darüber hinaus wird die gewählte Variante durch Untersuchungen

<sup>1</sup> Für weitere allgemeine Randbedingungen der mechanischen Analyse siehe auch Abschnitt 3.4.2.



**Abbildung 4.79:** Normierte Darstellung des Einflusses von Elementtyp und -größe auf das Ergebnis der mechanischen Analyse; die Normierung erfolgt auf die Variante C3D20-f-gnl, wobei die Kenngrößen  $h_{KSM, G1P3}$  und  $h_{LSM, G2P6}$  als Bewertungsgrundlage dienen

anderer Autoren gestützt, die in ihren Arbeiten zu vergleichbaren Schlussfolgerungen gekommen sind. Die dort genannten Empfehlungen werden durch die Kombination C3D20-gnl-m bestätigt und erfüllt<sup>1</sup>.

#### Vergleichende Bewertung der Gestaltabweichungen in Simulation und Experiment

In Analogie zu den Ausführungen in Abschnitt 4.3 werden in den folgenden Paragraphen die Ergebnisse der experimentellen Analysen mit den Vorhersagen des Simulationsmodells verglichen. Der Fokus dieser Gegenüberstellung liegt auf der Identifikation und Quantifizierung von Unterschieden zwischen den jeweiligen Datensätzen. Im Gegensatz zu der Auswertung der experimentell ermittelten Daten werden für die Simulation KSL und KSR in einem Wert zusammengefasst, da durch die Abwesenheit von äußeren Störgrößen jeweils identische Werte ermittelt werden.

Höhenversatz  $h_{KS}$  und  $h_{LSM}$ :

Beginnend mit  $h_{KS}$  zeigt Abbildung 4.80 den Vergleich von Simulation und Experiment für die Prozessstufen 1 und 2. Aus dieser Darstellung wird bei zunächst ganzheitlicher Bewertung der Daten ersichtlich, dass das vorgestellte Simulationsmodell geeignet ist, um den qualitativen Verlauf von  $h_{KS}$  korrekt vorherzusagen. Die Vorhersagegüte ist für beide Starttemperaturen vergleichbar. Ihre jeweiligen Wertedifferenzen liegen zu einem überwiegenden Teil unterhalb der Standardabweichungen der Experimente. Eine deutliche Mittelwertverschiebung von  $T_{pc}$  gegenüber  $T_{entf}$  wird lediglich für G1P3 und G2P3 ermittelt und beläuft sich auf 1,1 bis 1,7 mm. Für die übrigen Laminatvarianten ist beiden Starttemperaturen gemein, dass quantitative Mittelwertabweichungen von mehr als einem Millimeter für die Laminatvarianten G1P3, G1P4, G2P3 und G2P4 vorliegen.

Mit Bezug zu G1P4 sowie G2P4 bezieht sich diese Aussage vorrangig auf die Prüfpunktereihe KSM, für die in beiden Fällen kein Querverzug vorhergesagt wird. Das reale Verformungsverhalten von KSL/KSR wird jedoch qualitativ (G1P4) und quantitativ (G2P4) korrekt abgebildet. Bezüglich  $h_{KSM}$  wird vermutet, dass dieses Phänomen mit dem überlagerten Längsverzug dieses Versuchskörpertyps in Verbindung gebracht werden kann. Übereinstimmend mit G1P4, allerdings nur zutreffend für  $T_{entf}$ , wird darüber hinaus auch für G1P3 der Wert von  $h_{KS}$  unterschätzt. Ausgehend von  $h_{KSM, G1P3}(T_{entf})$  beträgt die Differenz 2,9 mm (23,1 %) gegenüber den Messwerten. Für  $h_{KSL/KSR, G1P4}$  sind es für beide Starttemperaturen im Mittel etwa 2,0 mm (43 %). Diese

<sup>1</sup> Siehe auch Abschnitt 2.3.6

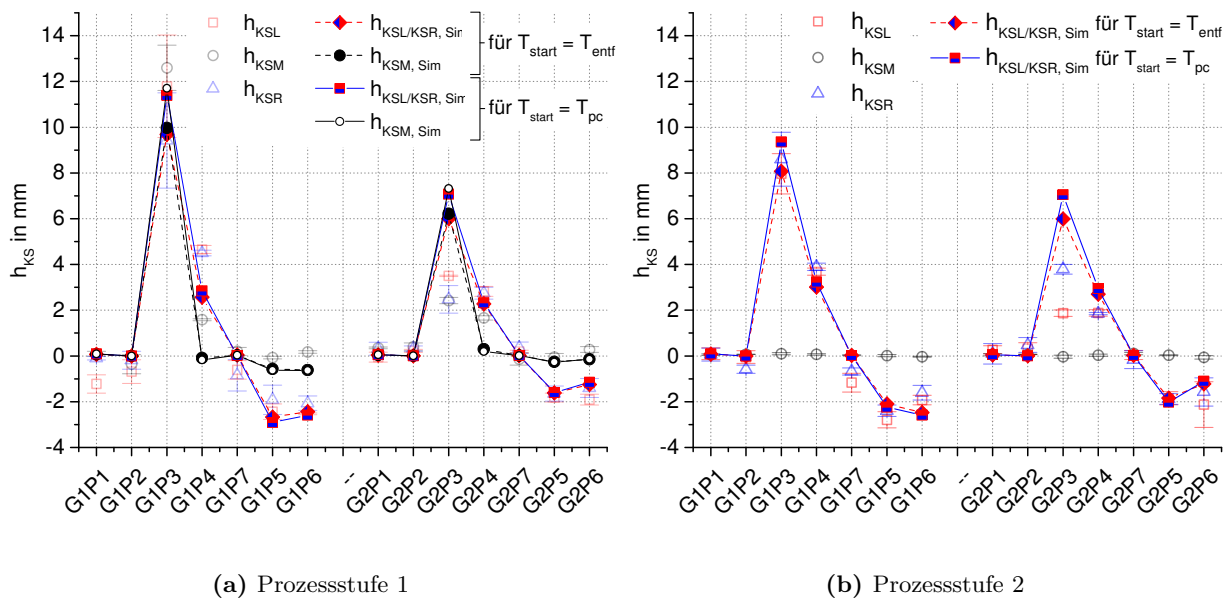
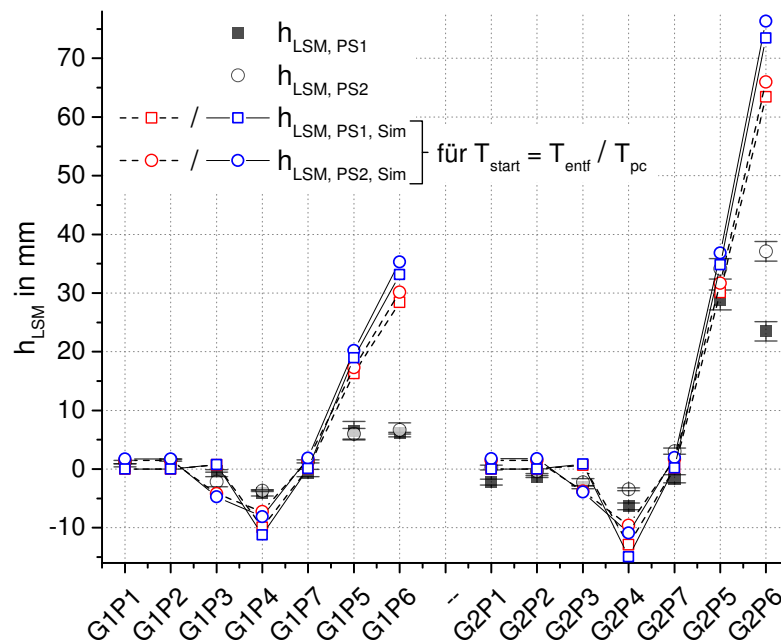


Abbildung 4.80: Vergleich von Simulation und Experiment der Kenngröße  $h_{KS}$  in G-Sortierung

Differenzen reduzieren sich für Prozessstufe 2 deutlich und bestätigen die allgemein verbesserte Vorhersagegüte für  $h_{KS}$  in Prozessstufe 2. Übereinstimmend für PS1 sowie PS2, und entgegen den vorangehend beschriebenen Fällen, überschätzt die Simulation die  $h_{KS}$ -Werte für G2P3. Basierend auf den Erkenntnissen aus Abschnitt 4.1.3 besteht die Wahrscheinlichkeit, dass diese Abweichungen in der Rissbildung innerhalb der Patches begründet ist. Dieser Aspekt wird in Abschnitt 5.1.3 der Diskussion weiterführend beleuchtet.

Die Vorhersage des Längsverzugs  $h_{LSM}$  der Versuchskörper liefert gemäß Abbildung 4.81 für eine Vielzahl der Lagenkonfigurationen eine gute Übereinstimmung mit den Messwerten. Diesem allgemeinen Trend entgegenstehend, zeigen sich für die Varianten G1P5, G1P6 sowie G2P6 gravierende Abweichungen. Als Ursache dieser Beobachtung wird, analog zu  $h_{KS, G2P3}$ , die Rissbildung im Bereich des Patches vermutet, weswegen auch an dieser Stelle auf Abschnitt 5.1.3 verwiesen wird. Bezug nehmend auf die Abweichungen der Simulation für  $h_{KS, G1P4/G2P4}$  zeigt sich auch für  $h_{LSM, G1P4/G2P4}$  keine Übereinstimmung mit den Messdaten. Entgegen  $h_{KS}$  überschätzt die Simulation das Längsverzugsniveau  $h_{LSM}$  jedoch um 3,48 mm (G1P4, PS2) bis 6,53 mm (G2P4, PS1)<sup>1</sup>. Die Längsbiegesteifigkeit der Versuchskörper wird durch die Simulation folglich zu weich wiedergegeben. Bedingt durch diese überhöhte Längskrümmung entsteht eine geometrische Versteifung des Versuchskörpers, die einem Querverzug entgegenwirkt und im Bereich von  $h_{KSM}$  maximal wird. Entgegen dem Erscheinungsbild realer Versuchskörper scheint dieser Effekt in der Simulation überschätzt zu werden, wodurch eine Ausprägung von  $h_{KSM, G1P4/G2P4}$  gänzlich unterbunden wird. Auch Prozessstufe 2 zeigt diesen Effekt der geometrischen Versteifung, bedingt durch den Radius der Winkelgeometrie. Die verkürzte freie Schenkellänge des PS2 Versuchskörpers bedingt jedoch eine geringere Ausprägung von  $h_{LSM, G1P4}$  gegenüber PS1 und zugleich eine geringere Abweichung der Werte  $h_{KSL/KSR, G1P4}$  zwischen Simulation und Experiment.

<sup>1</sup> Angaben beruhen in diesem Fall auf  $T_{entf}$ .



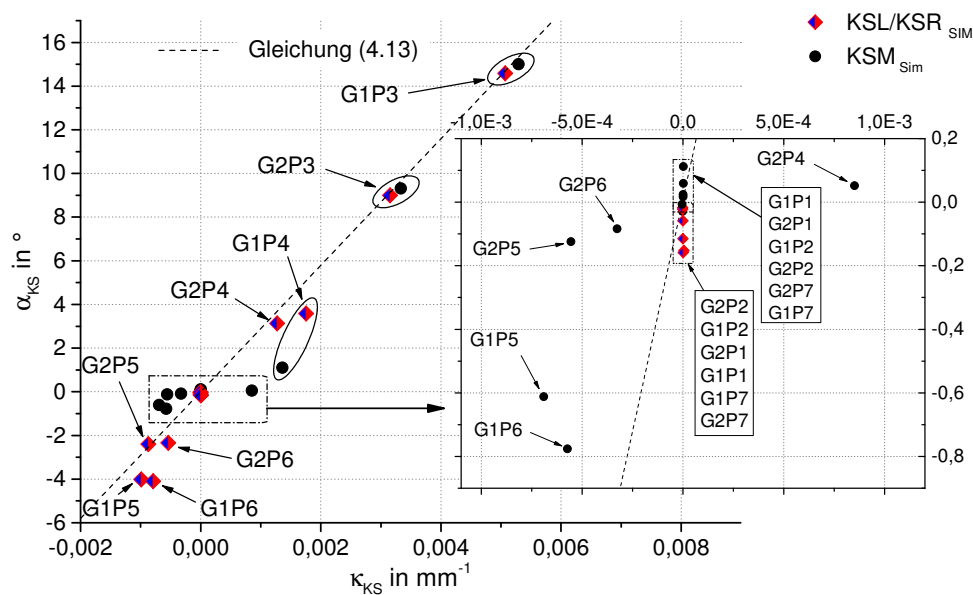
**Abbildung 4.81:** Kombiniertes Vergleich von Simulation und Experiment der Kenngröße  $h_{\text{LSM}}$  für die Prozessstufen 1 und 2

Schnittwinkel  $\alpha_{\text{KS}}$  und Querkrümmung  $\kappa_{\text{KS}}$ :

An dieser Stelle folgt eine Übersicht der geometrischen Kenngrößen  $\alpha_{\text{KS}}$  und  $\kappa_{\text{KS}}$ , die in Abschnitt 4.3.3 eingeführt wurden. Ziel dieser Kenngrößen war es den Querschnitt der Versuchskörper sowie deren Änderung zu beschreiben. Die im Versuch ermittelten Änderungen von  $\alpha_{\text{KS}}$  und  $\kappa_{\text{KS}}$  entlang der Versuchskörperlängsachse konnten vorrangig auf den Einfluss prozesstechnischer Störgrößen zurückgeführt werden. Derartige Einflussgrößen finden im angewandten Simulationsmodell jedoch keine Berücksichtigung. Infolgedessen ist zu erwarten, dass sich in den Simulationsergebnissen von  $\alpha_{\text{KS}}$  und  $\kappa_{\text{KS}}$  deren analytische Verknüpfung mit  $h_{\text{KS}}$  wiederfindet<sup>1</sup>. Erwartungsgemäß stimmen die Kurvenverläufe der Kenngrößen als Funktion der Laminatkonfiguration qualitativ mit  $h_{\text{KS}}$  überein und lassen keine ergänzenden Schlüsse zu. Dieser Sachverhalt gilt sowohl für PS1 als auch PS2.

Exemplarisch fasst Abbildung 4.82 aus diesem Grund direkt die Kombination von  $\alpha_{\text{KS}}$  über  $\kappa_{\text{KS}}$  für PS1 zusammen. Aus Gründen der Übersicht beinhaltet diese Darstellung isoliert die Simulationsergebnisse für  $T_{\text{entf}}$ . Anhand dieser Darstellungsform bestätigen sich die bereits getätigten Aussagen zur geometrischen Versteifung von Versuchskörpern mit ausgeprägter Längskrümmung. Dies ist für die Laminatkonfigurationen mit P4-, P5- und P6-Patches der Fall. Diesen allen gemeinsam ist ein betragsmäßig signifikant zu geringer Wert für  $\alpha_{\text{KSM}}$  bei gegebenem  $\kappa_{\text{KSM}}$ . Wie zu erwarten, reduziert sich diese Diskrepanz an den freien Enden der Versuchskörper. Bedingt durch die höhere Längssteifigkeit der Versuchskörper fällt diese Angleichung an Gleichung (4.13) für die G1-Varianten geringer aus. All übrigen Laminatkonfigurationen ohne ausgeprägten Längsverzug zeigen, sowohl für die Prüfpunktereihen KSM wie auch KSL/KSR, eine sehr gute Übereinstimmung mit diesem analytischen Zusammenhang.

<sup>1</sup> Gleichungen (4.12) und (4.13)



**Abbildung 4.82:** Kombinierte Darstellung der Simulationsergebnisse von  $\alpha_{KS}$  über  $\kappa_{KS}$  für Prozessstufe 1; Die Ergebnisse beruhen auf der Starttemperatur  $T_{entf}$ ; eine Abweichung von der Gerade entspricht einer Abweichung vom formalen Zusammenhang aus Gleichung (4.13); zu beachten ist die unterschiedliche Skalierung der beiden Grafiken, die zu Gunsten der Übersichtlichkeit nicht einheitlich gewählt ist.

Verdrillung  $\gamma$ :

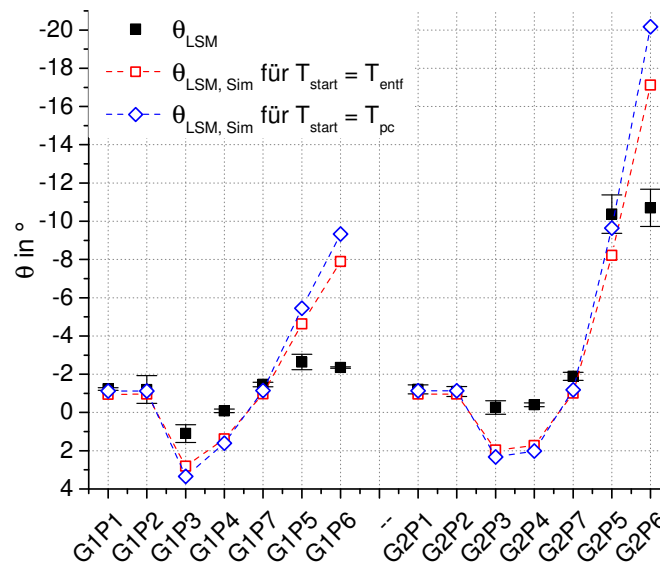
Im Zuge der Auswertungen der Simulationsergebnisse wurde für keine Laminatkonfiguration eine Verdrillung der Versuchskörper festgestellt. Dies gilt sowohl für Prozessstufe 1 als auch der Prozessstufe 2. Diese Tatsache stärkt die in Abschnitt 4.3.4 getroffene Annahme, dass die Verdrillung nicht auf die Vorgänge thermischer Dehnungen und überlagerte Biege-Drill-Kopplung zurückzuführen ist. Eine weiter Auseinandersetzung mit dieser Problemstellung folgt, wie an früherer Stelle erwähnt, in Abschnitt 5.1.2

Spring-in  $\theta$ :

Zum Abschluss der Vorhersage der geometrischen Kenngrößen als Funktion der Laminatkonfigurationen zeigt Abbildung 4.83 die Ergebnisse des Spring-in  $\theta$ . Gemäß den Beobachtungen die bereits für die experimentelle Datenbasis vorgestellt wurden, ähnelt der Kurvenverlauf von  $\theta$  dem Verlauf von  $h_{LSM}$ . Dieser Feststellung entsprechend, ist es für einen Großteil der Laminatkonfigurationen nicht möglich eine akkurate Vorhersage in der Simulation zu realisieren.

Lediglich für die Varianten G1P1, G1P2, G2P1, G2P2 sowie G2P5 ist dies mit Abweichungen im Bereich von 12,3 % (G2P2) bis 23,1 % (G1P1) möglich. Zwar wurde die Ermittlung des Spring-in grundsätzlich vom Anteil der Längskrümmung entkoppelt<sup>1</sup>, nichtsdestotrotz kommt auch an dieser Stelle die zu weiche Wiedergabe der Versuchskörperlängssteifigkeit zum Tragen. Diese Feststellung gilt insbesondere für die P3- sowie P4-Varianten der Lagenkonfigurationen. Für die P5- sowie P6-Varianten überlagert erneut der Einfluss intralaminarer Rissbildung, wodurch der theoretisch erzielte Längsverzug und Spring-in abgebaut wird.

<sup>1</sup> Siehe Abschnitt 4.3.3



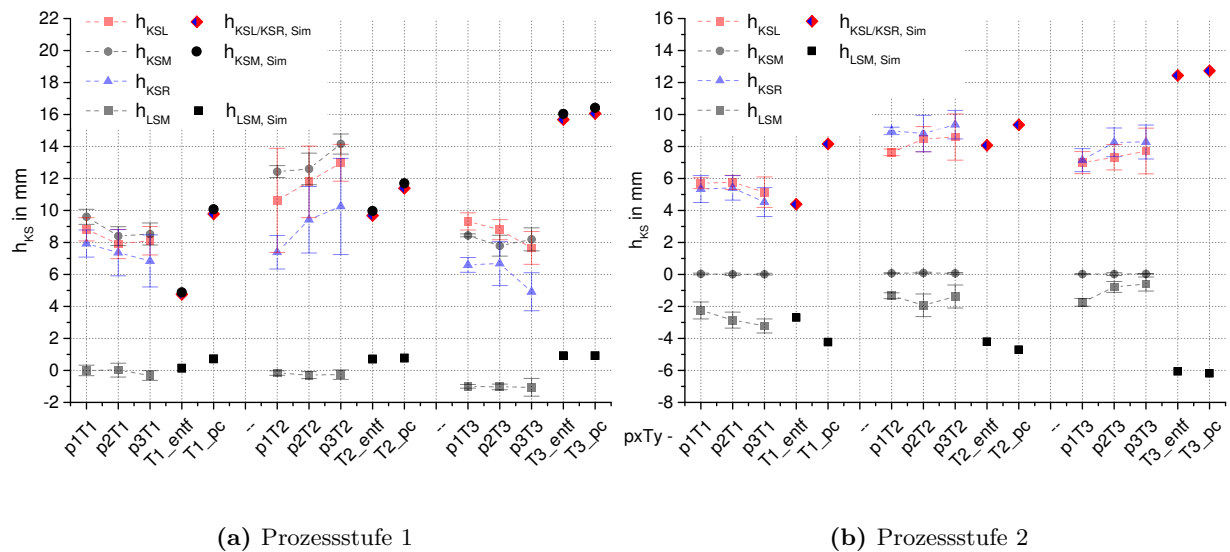
**Abbildung 4.83:** Vergleich von Simulation und Experiment der Kenngröße  $\theta$  für Prozessstufe 2

Prozessparametervariation der G1P3-Versuchskörper:

Als Ergänzung der Ausführungen zur Vorhersagegüte des Simulationsmodells für die verschiedenen Laminatkonfigurationen, erfolgt an dieser Stelle eine Erweiterung auf die G1P3 Versuchsdaten mit den Werkzeugtemperaturen  $T1$  und  $T3$ . Die Ergebnispräsentation beschränkt sich auf die Kenngrößen  $h_{\text{KS}}$  und  $h_{\text{LSM}}$ , für die gezeigt werden konnte, dass sie ein repräsentatives Abbild der generellen Vorhersagegüte widerspiegeln. Der Pressdruck findet keinen Eingang in diese Berechnungen.

Die zugehörigen Ergebnisse der Simulation sind in Abbildung 4.84, gemeinsam mit den bereits bekannten Versuchsdaten, aufgetragen. Beginnend mit  $h_{\text{KS}}$  der Prozessstufe 1 zeigt sich darin für  $T1$  eine Abweichung zu den Messdaten von etwa  $-2$  bis  $3$  mm für Starttemperatur  $T_{\text{entf}}$  und  $1$  bis  $2$  mm für  $T_{\text{pc}}$ . Werden die Streuungen der Messwerte mit einbezogen, bilden die Ergebnisse der beiden Starttemperaturen eine obere und untere Abschätzung des realen Niveaus von  $h_{\text{KS}, T1}$ . Bei weiterer Betrachtung von  $T2$  werden die Ergebnisse durch  $T2_{\text{entf}}$  erneut um etwa  $1$  bis  $2$  mm unterschätzt<sup>1</sup>. Wie schon im vorangehenden Paragraphen gezeigt wurde, herrscht für die Vorhersage von  $h_{\text{KS}}$  mit  $T2_{\text{pc}}$  eine gute Übereinstimmung mit den Messergebnissen. Im Sinne der implementierten Materialdaten ergibt sich für  $T3_{\text{entf}}$  und  $T3_{\text{pc}}$  eine nochmals gesteigertes Wertenniveau der Vorhersage für  $h_{\text{KS}}$ . Der Unterschied zu den Versuchsdaten wird folglich gravierend und beträgt etwa  $8$  mm. Wie bereits an früherer Stelle ausgeführt wurde, ist das experimentelle Ergebnis bei  $T3$  jedoch geringer, als dies für eine fehlerfreie Fertigung zu erwarten wäre. Dieser Sachverhalt bestätigt sich in Teilen auch für die Daten der Prozessstufe 2. Zwar wird die Differenz nicht vollständig egalisiert, jedoch reduziert sich die Abweichung der  $T3$ -Werte von Versuch und Simulation auf  $4,5$  mm. Vergleichbar zu den vorangehenden Ergebnissen der verschiedenen Laminatkonfigurationen, zeigt sich auch für die Variation der Werkzeugtemperatur eine allgemein bessere Vorhersagegüte in PS2. Die  $h_{\text{KS, Sim}}$  Werte liegen für  $T1$  und  $T2$  überwiegend innerhalb des Streubands der Versuchsdaten. Lediglich für  $T1_{\text{pc}}$  wird der Querverzug um circa  $2$  mm überschätzt und liefert kein zufriedenstellendes Ergebnis.

<sup>1</sup> Auf Grund des Verdachts auf eine Verfälschung der KSR-Werte durch Quetschfluss des Materials, wird KSR an dieser Stelle nicht berücksichtigt.



**Abbildung 4.84:** Vergleich von Simulation und Experiment der G1P3-Kenngrößen  $h_{KS}$  und  $h_{LSM}$  für eine Variation der Werkzeugtemperatur  $T$

Bei der Bewertung von  $h_{LSM}$  ist eine vergleichbar gute Übereinstimmung lediglich für  $T1$  zu verzeichnen. Dies gilt sowohl für PS1 als auch PS2. Für  $T2$  sowie  $T3$  wird in Prozessstufe 1 zwar das Wertenniveau korrekt vorhergesagt, es ergibt sich jedoch ein Längsverzug mit falschem Vorzeichen. In Prozessstufe 2 wird das Vorzeichen des Längsverzugs korrekt vorhergesagt. Das Wertenniveau weicht jedoch signifikant von den realen Messwerten ab. Eine Erläuterung liefern die Ergebnisse zu  $h_{LSM}$  im Kontext der Laminatvariation.

#### 4.5 Zusammenfassung der Ergebnisse

Die Auswertung der Scandaten konnte zeigen, dass die gewählten geometrischen Kenngrößen dazu geeignet sind, eine Vielfalt unterschiedlicher Arten von Gestaltabweichungen zu charakterisieren und zu quantifizieren. Der Nachweis erfolgte anhand von 14 verschiedenen Laminatkonfigurationen, die, abhängig von ihrem Lagenaufbau, einzelne Merkmale der Gestaltabweichungen mit variierender Intensität ausprägen. Insbesondere G1P3 sowie G2P6, welche Patches mit rein unidirektionalem Lagenaufbau besitzen, zeigen Extremwerte für den Verzug in Quer- und Längsrichtung. Die zu Grunde liegenden Mechanismen können durch eine Modellvorstellung beschrieben werden, die auf der resultierenden Dehnung von Grundplatte und Patch durch thermische Dehnung und Kristallisationsschwindung beruht. Die Untersuchungen zur Variation des Lagenaufbaus wurden begleitet von einer Variation der Prozessparameter für G1P3. Trotz der dort vorherrschenden geringeren Unterschiede der Absolutwerte einer Kenngröße, konnten für die überwiegende Anzahl statistisch signifikante Modelle abgeleitet werden. Aus diesen wurde ersichtlich, dass über alle Kenngrößen hinweg eine dominierende Abhängigkeit der Gestaltabweichungen von der Werkzeugtemperatur  $T$  besteht. Nur in vereinzelten Fällen besteht ein geringfügig signifikanter Einfluss des Pressdrucks  $p$  oder dessen Interaktion mit  $T$ . Für das Tempern ausgewählter G1P3 Varianten wurde nachgewiesen, dass Versuchskörper mit geringem Kristallisationsgrad ( $T1$ ) nach einem Temperzyklus  $h_{KS}$ -Werte zeigen, die auf einem zu  $T2$  vergleichbaren Niveau liegen. Für  $T3$  zeigten sich hingegen lediglich geringfügige Änderungen.

Des Weiteren wurde aufgezeigt, dass prozessbedingte Störgrößen dazu führen können, dass analytische Zusammenhänge zwischen den Kenngrößen bei realen Versuchskörpern keine oder nur eingeschränkte Gültigkeit besitzen. Ein Beispiel ist die Analyse des Querschnittsverlaufs anhand



von  $h_{KS}$ ,  $\alpha_{KS}$  und  $\kappa_{KS}$ . Es wurde ein systematisches Abflachen für KSR ermittelt, kombiniert mit einer damit einhergehenden, erhöhten Streuung der Kenngrößen. Quetschflusseffekte wurden als möglicher Grund für diesen Sachverhalt identifiziert. Mit Bezug zum Längsverzug der Versuchskörper zeigte sich zudem, dass eine Rissbildung im Bereich des Patches insbesondere für Versuchskörper mit P5 sowie P6 zu einem Rückgang der Verformungen führt. Eine Vorhersage der Gestaltabweichungen erscheint in derartigen Fällen nur realistisch, wenn Simulationsmodelle zur Anwendung kommen, die die zugehörigen Schädigungsmechanismen berücksichtigen.

Im Rahmen der Vorhersage der Gestaltabweichungen liefert die thermische Analyse sehr zufriedenstellende Ergebnisse. Beginnend mit der Transferphase, wird das Abkühlverhalten für alle betrachteten Werkzeugtemperaturen von PS1 mit geringen Abweichungen vorhergesagt. Die Abweichungen werden in der PS2-Transferphase mit 22 °C maximal, bedingt durch die lediglich einseitige Abschirmung des Versuchskörpers mit einem Transferblech. Für die anschließende Pressphase wird, trotz der Abweichungen in der Transferphase, für alle Varianten eine sehr gute Übereinstimmung der Kühlraten erzielt. Dies gilt sowohl für  $T1$  bis  $T3$  als auch für das extreme Abschrecken der PS1 Versuchskörper bei  $T0$ . Die genaue Wiedergabe der Pressphase ist im Rahmen dieser Arbeit entscheidend, da die dort vorherrschenden Abkühlraten einen Einfluss auf die Definition der Starttemperatur für die mechanische Analyse nehmen. Zur Bestimmung dieser Starttemperatur wurden zwei Ansätze definiert. Im ersten Fall wird in einem phänomenologischen Ansatz die Entformungstemperatur  $T_{entf}$  des Versuchskörpers gewählt. Im zweiten Ansatz erfolgt die Definition der Starttemperatur auf Basis eines Algorithmus zur vergleichenden Bewertung der Abkühlsimulation mit der thermoanalytischen Werkstoffcharakterisierung. Es konnte gezeigt werden, dass sich abhängig vom gewählten Ansatz Abweichungen der Starttemperatur von 16 °C ( $T2$ ) bis 51 °C ( $T1$ ) ergeben. Somit besteht ein signifikanter Einfluss des gewählten Vorgehens auf die vorhergesagten Gestaltabweichungen.

Die anschließende mechanische Analyse konnte zeigen, dass das vorgestellte Simulationsmodell den Anwender dazu befähigt, die Gestaltabweichungen der Versuchskörper qualitativ und mit Abstrichen auch quantitativ vorherzusagen. Die Güte der Vorhersage ist dabei maßgeblich davon abhängig, in welchem Maße die Gestaltabweichungen durch prozessbedingte Störgrößen beeinflusst werden, da sich Effekte wie Quetschfluss und Rissbildung im derzeitigen Simulationsmodell nicht abbilden lassen. Sie führen zu teils gravierenden Abweichungen der Simulationsergebnisse gegenüber den Versuchsdaten. Dies zeigt sich auch anhand eines Vergleichs von PS1 und PS2. So wurde eine geringere Ausprägung derartiger Störgrößen für die PS2-Experimente ermittelt. Diese Beobachtungen gehen einher mit einer verbesserten Übereinstimmung zwischen Versuch und Simulation. Ein weiterer Aspekt der zu Abweichungen von Simulation und Experiment führt, ist die geometrische Versteifung der Versuchskörper bei ausgeprägtem Längsverzug. Dieser unterbindet eine korrekte Wiedergabe des Querverzugs für  $h_{KSM}$ . Gleichzeitig wird die Längssteifigkeit der Versuchskörper in der Simulation generell zu weich wiedergegeben, wodurch der genannte Effekt weiter verstärkt wird. Zusammen resultieren diese Aspekte in einer reduzierten Vorhersagegüte für  $h_{KSM}$  und  $h_{LSM}$  der P3-/P4- sowie der P5-/P6-Varianten. Die anschließende Variation der Werkzeugtemperatur für G1P3-Versuchskörper lieferte darüber hinaus die Erkenntnis, dass die Vorhersage der Simulation für  $T1$  eine ähnliche Qualität wie für  $T2$  aufweist. Für  $T3$  indes werden die Gestaltabweichungen signifikant überschätzt, was insbesondere auf die überlagerten Störgrößen zurückgeführt wird.



# KAPITEL 5

---

## Diskussion

---

Im Rahmen dieses Kapitels erfolgt die Gegenüberstellung und Interpretation der in Kapitel 4 vorgestellten Ergebnisse. Abschnitt 5.1 behandelt hierzu zunächst die Auswertung der experimentell ermittelten Scandaten. Aufbauend auf deren Diskussion, fokussiert Abschnitt 5.2 die Zusammenhänge der Experimente mit den Ergebnissen des Simulationsmodells. Abgeschlossen wird das Kapitel durch Abschnitt 5.3, in dem die ermittelten Gestaltungsgrenzen aufgezeigt und zugehörige Gestaltungsrichtlinien abgeleitet werden.

### 5.1 Experimentelle Analyse der Gestaltabweichungen auf Basis dreidimensionaler Scandaten

Die Ausführungen dieses Abschnitts greifen die Ergebnisse der Abschnitte 4.1 bis 4.3 auf und interpretieren diese weiterführend. Abschnitt 5.1.1 verknüpft hierzu zunächst die ermittelten Gestaltabweichungen mit verschiedenen Aspekten der Versuchskörperherstellung. Anschließend folgt in Abschnitt 5.1.2 die Diskussion der Verdrillung  $\gamma$  als Folge metastabiler Gleichgewichtszustände der G1 und G2 Grundplatten. Die Diskussion der Experimente wird in Abschnitt 5.1.3 mit Ausführungen zur beobachteten Rissbildung abgeschlossen. Dort wird die Rissbildung im Hinblick auf die resultierende zeitliche Änderung der Gestaltabweichungen interpretiert.

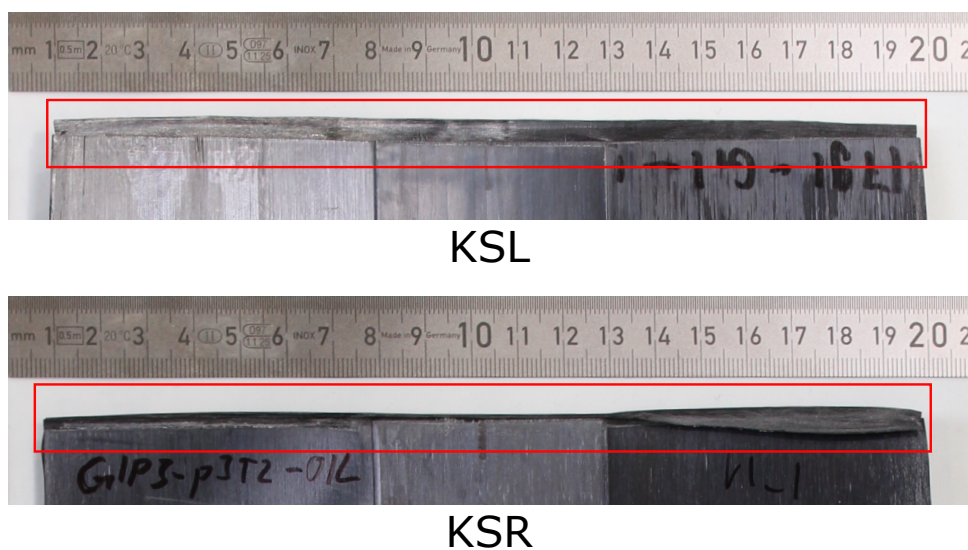
#### 5.1.1 Einfluss der Herstellung auf die Gestaltabweichungen

Die Abfolge der Diskussion von Wechselwirkungen zwischen Herstellungsprozess und resultierenden Gestaltabweichungen orientiert sich an Abschnitt 4.1.3. Dort wurden die prozessbedingten Einfluss- und Störgrößen bereits identifiziert und quantifiziert.

#### Quetschfluss und resultierende Variation der Bauteildicke

Vorangestellt zur Diskussion des Quetschflusses und dessen Einfluss auf die Gestaltabweichungen der Versuchskörper, wird zunächst die Auswertung der Dickenmessungen aus Abschnitt 4.1.3 aufgegriffen. Wie dort gezeigt werden konnte, ist es nicht möglich, einen signifikanten Einfluss des Lagenaufbaus oder der zweistufigen Verarbeitung auf die Wandstärke der Versuchskörper nachzuweisen. Lediglich für die Prozessparametervariation von G1P3 konnte in PS1 eine Abhängigkeit der Wandstärke von Presskraft und Werkzeugtemperatur ermittelt werden. Obwohl diese Ergebnisse den Erwartungen entsprechen, sind diese Erkenntnisse differenziert zu bewerten, da die Nenndicke der UD-Tapes von 0,15 mm einer nicht vernachlässigbaren Streuung unterliegt. Bei der Materialeingangskontrolle wurden für die verarbeiteten Tapespulen Werte im Bereich von 0,14 bis 0,16 mm gemessen. Die Analyse der Wandstärke steht somit in Abhängigkeit zu den Tapespulenwechseln, die im Verlauf der Gelegetherstellung erforderlich waren. Insbesondere für die Ergebnisse der statistischen Auswertung der Laminatdicken besteht somit die Möglichkeit, dass ein Einfluss des Lagenaufbaus von den Schwankungen der Nenndicke überdeckt wird.

Mit Bezug zur Bewertung der Gestaltabweichungen wurde in Abschnitt 4.1.3 die These formuliert, dass ein erhöhtes Maß an Quetschfluss eine reduzierte Gestaltabweichung der Versuchskörper, bei gleichzeitig erhöhter Streuung verursacht. Diese These kann auf Basis der Versuchsergebnisse nur in Teilen verifiziert werden. Vor der weiteren Ausführung der gewonnenen Erkenntnisse ist es jedoch erforderlich, die besonderen Randbedingungen des Werkzeugs in PS1 nochmals darzulegen. Wie in Abschnitt 3.1.2 und 3.2.2 eingeführt wurde, erfolgt die Konsolidierung der PS1-Versuchskörper in einem Plattenwerkzeug mit dreiseitiger Tauchkantenbegrenzung. Die Positionierung der Gelege innerhalb der Kavität wurde in Abbildung 3.5 illustriert. Bedingt durch die Länge der Versuchskörper, kann sich der Quetschfluss im Bereich von KSR nicht frei ausprägen. Er wird durch die direkt angrenzende Tauchkante blockiert und bildet eine gestauchte Materialanhäufung entlang KSR, die als Randversteifung fungiert. Abbildung 5.1 verdeutlicht den Unterschied zwischen freiem und blockiertem Quetschfluss.



**Abbildung 5.1:** Unterschiede des Quetschflusses eines G1P3 Versuchskörpers an den Rändern KSL und KSR in Prozessstufe 1; die Unterschiede der Kenngrößen für KSL und KSR entstehen als Ergebnis der an KSR angrenzenden Tauchkante des Plattenwerkzeugs  
Oben: Freie Ausbreitung bei KSL    Unten: Blockierte Ausbreitung bei KSR

Die nähere Betrachtung der Kenngrößen  $\kappa_{KS}$  sowie  $\alpha_{KS}$  für PS1 bestätigt diese Aussage sowohl für die Variation der Laminatekonfigurationen<sup>1</sup>, als auch für die Prozessparametervariation von G1P3<sup>2</sup>. Für nahezu alle Varianten lassen sich die folgenden Trends feststellen:

$$|\kappa_{KSR}| < |\kappa_{KSL}| \quad \text{und} \quad |\alpha_{KSR}| < |\alpha_{KSL}|$$

Darüber hinaus zeigt sich eine Tendenz zu erhöhten Streuungen der Kenngrößen für KSR, abhängig vom Maß in dem der Quetschfluss durch die Tauchkante blockiert wird. Dieser Argumentation entsprechend, treten die benannten Trends besonders deutlich im Kontext der Prozessparametervariation von G1P3 zu Tage. Dort liegt eine maximale Ausprägung von  $h_{KS}$  vor.

In Abschnitt 4.3.4 und 4.3.5 wurde darüber hinaus beschrieben, dass sich die Mittelwertdifferenzen und zugehörigen Standardabweichungen für Prozessstufe 2 reduzieren. Unter dem Gesichtspunkt der beschriebenen Zusammenhänge lassen diese Ergebnisse darauf schließen, dass

<sup>1</sup> Siehe Abbildungen 4.43(a) und 4.44(a)

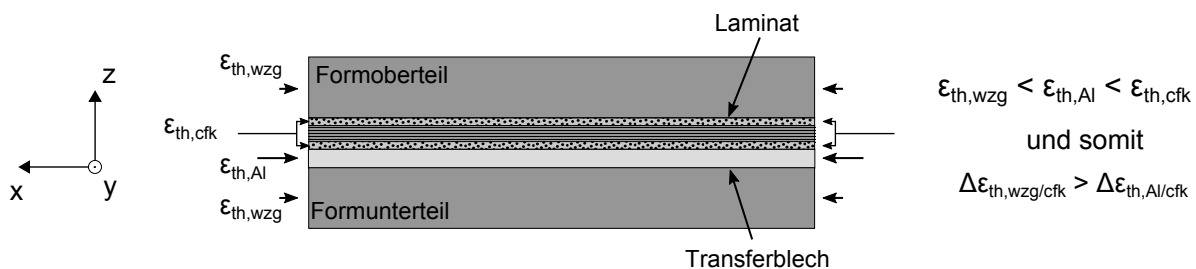
<sup>2</sup> Siehe Abbildungen 4.58(a) und 4.59(a)

durch das nochmalige Aufheizen und Verpressen der Lamine in PS2 ein Teil der Störungen im Randbereich egalisiert werden. Vergleichbar zu Abbildung 5.1 wäre diese Tatsache durch ein erneutes Ausquetschen angestauten Materials bei KSR denkbar. Die Relevanz derartiger Quetschflusseffekte wurde bereits durch andere Autoren im Zusammenhang mit der Drapierung und Konsolidierung endlosfaserverstärkter Thermoplaste nachgewiesen [48, 88, 208–211]. So analysierte unter anderem Hou [88] an verschiedenen, kohlenstofffaserverstärkten Laminaten aus UD-Tape die Reduktion der Laminatdicke bei steigendem Pressdruck. Mit Bezug zu den genannten Arbeiten ist dem Autor dieser Arbeit jedoch keine Veröffentlichung bekannt, die den Quetschfluss dünner Lamine bei mehrfacher Verarbeitung behandelt. Demzufolge ist eine abschließende Verifizierung der beschriebenen Zusammenhänge an dieser Stelle nicht möglich. Es wird für zukünftige Arbeiten empfohlen, ein Experiment mit spezifischem Fokus auf diesen Sachverhalt hin durchzuführen.

### Interaktion von Versuchskörpern, Transferblechen und Presswerkzeug

Der folgende Abschnitt behandelt die Effekte, die in der Literatur gemeinhin unter dem Begriff der „tool-part interaction“ zusammengefasst werden. Die dominierende Einflussgröße in diesem Kontext ist die Reibung zwischen Laminat und Werkzeug bzw. Laminat und ergänzenden Fertigungsmitteln. Eine Übersicht über die Arbeiten anderer Autoren mit diesem Schwerpunkt wurde bereits in Abschnitt 2.3.3 gegeben. Bezugnehmend auf die dort vorgenommene Einteilung der Reibungseffekte in thermisch induzierte Reibung sowie dynamische Reibung bei der Drapierung, folgt an dieser Stelle eine Einschätzung zur Relevanz der tool-part interaction für die Versuchskörperherstellung in Prozessstufe 1 und 2. Diese dient als Grundlage für die weiterführende Diskussion der Simulationsergebnisse in Abschnitt 5.2 und beruht auf dem Bezug zu ausgewählten Literaturquellen aus Abschnitt 2.3.3.

Typisch für die Verarbeitung thermoplastischer Kunststoffe erfolgt die Herstellung der Versuchskörper mit einer isothermen Temperierung der Formhälften. Die relevanten Werkzeugtemperaturen sind  $T_1$  bis  $T_3$  des statistischen Versuchsplans aus Abschnitt 4.1.1. Aus dieser Randbedingung lässt sich ableiten, dass die Werkzeugformhälften während des Pressvorgangs näherungsweise keine thermische Dehnung erfahren. Die thermischen Dehnungen beschränken sich auf die Transferbleche und sind durch  $\Delta T = T_V - T_{wzg}$  bestimmt. Die zugehörigen Dimensionsänderungen der Transferbleche lassen sich über  $\varepsilon_{th} = \alpha \Delta T$  berechnen. In Bezug auf die PS1 und PS2 resultieren hieraus variierende Randbedingungen, die in Abbildung 5.2 exemplarischen anhand einer G2 Platte in PS2 veranschaulicht sind.



**Abbildung 5.2:** Exemplarische Darstellung der variierenden thermischen Dehnungen in den Kontaktflächen von Laminat, Transferblech und Formwerkzeug; der Term  $\varepsilon_{th,cfk}$  steht darin stellvertretend für die 90° orientierten Decklagen einer G2 Grundplatte

Diese Symmetrie der Randbedingungen für PS1 bestätigt die Beobachtung für Abbildung 4.42(a). Der dort gezeigten Übersicht ist zu entnehmen, dass sich kein signifikanter Einfluss der Dehnungsunterschiede von Transferblechen und Versuchskörpern der Gruppe 1 auf die Gestaltabweichungen zeigt. Im Gegensatz zu PS1 liegt im Fall von PS2 eine asymmetrische Randbedingung vor. Bedingt

durch die isotherme Werkzeugtemperatur des Formoberteils ergibt sich daraus für die Außenseite des Versuchskörpers ein höhere Dehnungsdifferenz als für dessen Innenseite. Gleichzeitig behindert die Haftbedingung zwischen Werkzeug- und Laminatoberfläche eine freie Kontraktion des Laminats. Unter diesen Bedingungen ist ein verstärkter Spring-in als Trend zu erwarten. Diese These lässt sich vorrangig anhand von Variante G2P7 bestätigen. Bedingt durch deren Ausführung von Grundplatte und Patch als Kreuzverbund ist mit einem weitestgehend neutralen Spring-in Verhalten zu rechnen. Wie aus Abbildung 4.50 jedoch ersichtlich wird, weisen die Ergebnisse einen um 2,5 mm höheren  $h_{\text{LSM}, \text{G1P7}}$  Wert auf, als nach Gleichung (4.11) berechnet wird. G1P1 sowie G1P7 indes zeigen eine gute Übereinstimmung von  $\theta$  und  $h_{\text{LSM}}$ , was unter anderem mit der höheren Längssteifigkeit der Grundplatte G1 gegenüber G2 in Verbindung gebracht werden kann. Auf Grund der geringen thermischen Längsschwindung von G1 ist darüber hinaus mit einer vernachlässigbaren Relativbewegung zwischen Formoberteil und Laminatoberfläche zu rechnen. Der für G2P7 beschriebene Effekt kommt folglich für G1P1 und G1P7 nicht zum Tragen.

Eine zweite Einflussgröße, die signifikanten Einfluss auf die ermittelten Gestaltabweichungen nehmen kann, ist die geometrische Abweichung der Transferbleche und der Werkzeugkontur von ihrer Sollgeometrie. Dies gilt sowohl für deren Lieferzustand, als auch für den zeitlichen Verlauf der Versuchskörperherstellung. Letzteres verdient im Hinblick auf die reduzierte Druckfließgrenze von Aluminium im relevanten Temperaturbereich gesonderte Beachtung. Insbesondere die Transferbleche müssen einer Kombination von  $T_V > 300^\circ\text{C}$  und Flächenpressung  $p \leq 5 \text{ MPa}$  widerstehen. Zur Bewertung dieses Sachverhalts wurde die Nutbreite und -tiefe der Transferbleche für PS1 und PS2 zunächst im Lieferzustand mit einem digitalen Messschieber vermessen<sup>1</sup>. Anschließend erfolgte die kontinuierliche Kontrolle der Nutbreite während der Versuchskörperherstellung. Entgegen den anfänglichen Erwartungen weitet sich die Nut im Verlauf wiederholter Presszyklen. Als Gegenmaßnahme wurde definiert, dass ein regelmäßiger Wechsel der Transferbleche vorgenommen wird. Dieser Sachverhalt steht dabei in direktem Zusammenhang mit dem in Abschnitt 4.1.3 beschriebenen Toleranzspalt, der sich aus der Differenz von Nut- und Patchbreite errechnet. Im Rahmen der Datenanalyse wurden die Patchbreiten aller lokal verstärkten Versuchskörper gemessen. Die zugehörigen statistischen Werte sind in Tabelle 5.1 zusammengefasst. Diese Übersicht zeigt, dass für die Grundgesamtheit der Versuchskörper ein Variationskoeffizient der Patchbreite von unter 1,22 % erzielt wird. Gleichzeitig zeigen die Maximalwerte jedoch die Notwendigkeit der regelmäßigen Transferblechwechsel auf. Trotz dieser Varianz wurde kein Zusammenhang zwischen der Patchbreitenvariation und einer Ausprägung der geometrischen Kenngrößen ermittelt. Entsprechende Störstellen finden somit lediglich indirekt Eingang in die Datenerhebung, beispielsweise durch eine Erhöhung der Standardabweichungen.

**Tabelle 5.1:** Statistische Auswertung der Patchbreite  $b$  für die Versuchskörper in PS1 und PS2

	$b$ in mm	$\sigma$ in mm	$\sigma / b$ in %	$b_{\text{max}}$ in mm
<b>Prozessstufe 1</b>	51,05	0,58	1,14	52,90
<b>Prozessstufe 2</b>	51,98	0,63	1,22	53,87

In Anlehnung an die Transferbleche wurde das Formwerkzeug von PS2 vor und nach der Versuchskörperherstellung mit einer Koordinatenmessmaschine auf Formabweichungen geprüft<sup>2</sup>. Dieses Vorgehen wurde gewählt, um sicherzustellen, dass keine plastische Formänderung der

<sup>1</sup> Die Messstellen der Nutbreite korrespondieren zu Abbildung 4.9 entlang der Längsachse der Versuchskörper.

<sup>2</sup> Die Messungen erfolgten durch die PELZ Technik GmbH.

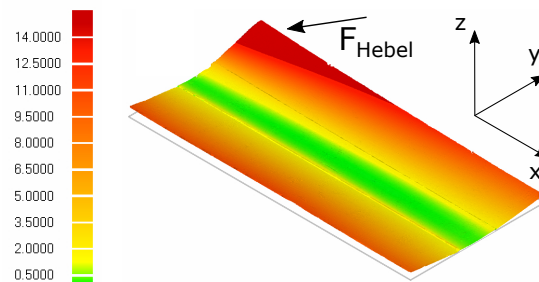
Aluminiumlegierung im Verlauf der Versuchskörperfertigung aufgetreten ist. Die Messungen zeigen eine sehr gute Übereinstimmung der Werkzeugform mit deren Sollgeometrie. Tabelle 5.2 fasst die relevanten Bewertungsgrößen zusammen. Ein Einfluss von Geometrieabweichungen des Formwerkzeug auf die Gestaltabweichungen der Verzugkörper kann somit ausgeschlossen werden.

**Tabelle 5.2:** Ermittelte Abweichungen der Formkontur des Formwerkzeugs von der Sollgeometrie vor und nach der Herstellung der PS2-Versuchskörper

		$\Delta$ in mm	$\sigma$ in mm	$\Delta_{\max}$ in mm
<b>Formoberteil</b>	Lieferzustand	0,001	0,029	0,094
	Endzustand	-0,001	0,014	0,031
<b>Formunterteil</b>	Lieferzustand	0,005	0,034	-0,069
	Endzustand	0,005	0,034	-0,079

### Die Gestaltabweichungen im Kontext der Entformung

Trotz des Auftrags von Trennmittel war bei der Trennung der Versuchskörper von den Transferblechen zuweilen ein gewisser Kraftaufwand bei der Entformung erforderlich. Insbesondere für  $T1$  war eine verstärkte Anhaftung und in der Folge ein erhöhter Kraftbedarf zu verzeichnen. Gleichzeitig stellt die Entformung für alle Werkzeugtemperaturen einen kritischen Zeitpunkt der Prozesskette dar, da sich der Werkstoff noch oberhalb  $T_g$  befindet. Durch einen erhöhten Kraftaufwand besteht in diesem Zustand das Risiko bleibende Verformungen in die Versuchskörper einzubringen. Zum Nachweis der Auswirkung erhöhter Entformungskräfte auf die Gestaltabweichungen zeigt Abbildung 5.3 einen G1P3 Versuchskörper, für den ein verstärktes Anhaften an den Transferblechen dokumentiert wurde.



**Abbildung 5.3:** Scandatenauswertung zum Nachweise der überhöhten Verformung einer Ecke des Versuchskörpers durch die Einwirkung einer Hebelkraft während dessen Entformung

Um eine Trennung von Transferblech und Versuchskörper zu realisieren, musste an einer Ecke von KSR eine Hebelkraft angesetzt werden. Erst daraufhin war eine Ablösung des Versuchskörpers möglich. Nach der vollständigen Abkühlung ist deutlich die überhöhte Verformung der betroffenen Ecke zu erkennen. Diese Beobachtung zeigt darüber hinaus, dass entsprechende Verformungen nach Unterschreiten von  $T_g$  erhalten bleiben. Sie unterstreicht somit die Bedeutung einer möglichst schonenden Handhabung der Versuchskörper bei der Entformung.

Anhand einer Videoanalyse des Entformungsvorgangs konnte des Weiteren aufgezeigt werden, dass die Versuchskörper zunächst in guter Näherung deformationsfrei vorliegen. Es wurde die These formuliert, dass direkt nach der Entformung infolgedessen nur geringfügige thermische Dehnungen im Laminat vorherrschen können. Um diesen Sachverhalt zu erfüllen ist es erforderlich, dass die folgenden Voraussetzungen einzeln oder in Kombination erfüllt sind:

$T_m \geq T > T_c$  Die Matrix des Laminats befindet sich im Zustand der amorphen Schmelze und zeigt strukturviskoses Verhalten. Thermische Dehnungen werden in diesem Zustand direkt durch Abbleitvorgänge der Polymerketten auf molekularer Ebene abgebaut.

$T_c \geq T \geq T_{wzg}$  Durch das Unterschreiten der Kristallisationsstarttemperatur  $T_c$  beginnt die PPS Matrix kristalline Bereiche auszubilden, wodurch ein Anstieg des Moduls eintritt. In Anlehnung an Abschnitt 4.2 kann ab einem relativen Kristallinitätsgrad von 50 % davon ausgegangen werden, dass mechanische Lasten übertragen werden können. Eine Ausbildung thermischer Spannungen und resultierender Verformungen wäre somit möglich und es ist davon auszugehen, dass sich dieser Zustand bereits während der Pressphase einstellt<sup>1</sup>. Dort unterliegt der Versuchskörper jedoch einem Formzwang durch das jeweilige Presswerkzeug, der erst mit dem Beginn der Entformung aufgehoben wird. Zugleich befindet sich der Versuchskörper für die Werkzeugtemperaturen  $T_2$  und  $T_3$  in der Pressphase mehr als  $60^\circ\text{C}$  oberhalb seines  $T_g$ . Diese Tatsache bedingt eine erhöhte Kettenmobilität der amorphen Matrixanteile, wodurch eine Relaxation der thermischen Spannungen möglich erscheint. Ein experimenteller Nachweis dieser Aussage ist jedoch nicht trivial. Auf Basis von Handlungsempfehlungen zum Tempern von PPS wird aus diesem Grund ein Gedankenmodell bemüht, um darauf aufbauend eine Abschätzung bezüglich des Relaxationsvermögens unter Formzwang zu treffen. So wird in [212] eine Haltezeit von 9 min/mm bei  $220^\circ\text{C}$  für unverstärktes PPS-Vollmaterial angegeben. Wird nun der schichtweise Aufbau der Gelelamine zu Grunde gelegt, kann auf Basis der Schlibbilduntersuchungen in Abschnitt 4.1.3 in Näherung von matrixreichen Schichten zwischen den Fasern ausgegangen werden. Unter der Annahme, dass diese  $10\ \mu\text{m}$  Dicke besitzen, würde sich eine erforderliche Haltedauer von lediglich 5,4 s für einen Tempervorgang ergeben. An dieser Stelle ist hervorzuheben, dass die Randbedingungen des Pressvorgangs stark von denen eines Tempervorgangs abweichen. Die dargelegten Gedankengänge zeigen jedoch, dass eine Relaxation der thermischen Spannungen unter Formzwang auf Grund der erhöhten Mobilität der Molekülketten möglich erscheint. Eine ähnliche Feststellung wird von Pötsch [71] im Kontext der Abschätzung von Schwindung und Verzug für spritzgegossene Bauteile getroffen. Pötsch stellt dort fest, dass der Formzwang der Werkzeugkavität, verbunden mit den erhöhten Prozesstemperaturen, zu einer unmittelbaren Relaxation eines Großteils der thermischen Spannungen führt. Erst im Anschluss an die Entformung kann das Material frei kontrahieren und induziert Verformungen des Bauteils.

Zur weiteren Bewertung der These wurde jeweils ein G1P3 sowie G2P6 Versuchskörper der Prozessstufe 1 mit einer alternativen Prozessführung hergestellt. Hierzu wurde nach Ablauf der Standardpresszeit von  $t_{\text{press}} = 60\ \text{s}$  die Presskraft aufrecht erhalten und die Kühlung der Werkzeugtemperierung aktiviert. Mittels dieses Vorgehens wurden die Versuchskörper unter Formzwang auf eine Entformungstemperatur von  $T_g > T_{\text{entf}} = 65^\circ\text{C}$  herunter gekühlt. Die erforderliche Zeitspanne für diesen Vorgang betrug 3600 s. Bei der anschließenden Entformung ist eine spontante Verformung der Versuchskörper zu beobachten. Diese Untersuchung zeigt, dass bei ausreichender Abkühlung der Versuchskörper auch unter Formzwang ein Aufbau thermischer Spannungen eintritt. Als Konsequenz zeigt der G2P6 Versuchskörper jedoch bereits bei der Entformung eine gravierende transversale Rissbildung im Bereich des Patches. Auch in [88] wurde für V-Profile anhand von CF/PP Tapelaminaten eine Abhängigkeit des Spring-in von der Presszeit untersucht. Dort zeigte sich, dass für eine konstante Werkzeugtemperatur oberhalb von  $T_g$  bereits bei mehr als 10 s Presszeit ein konstantes Niveau für  $\theta$  erreicht wird. Bei kürzeren Presszeiten wurde das Material nicht ausreichend abgekühlt, wodurch Deformationen des noch biegeweichen Materials

---

<sup>1</sup> Siehe hierzu Abschnitt 4.2.3



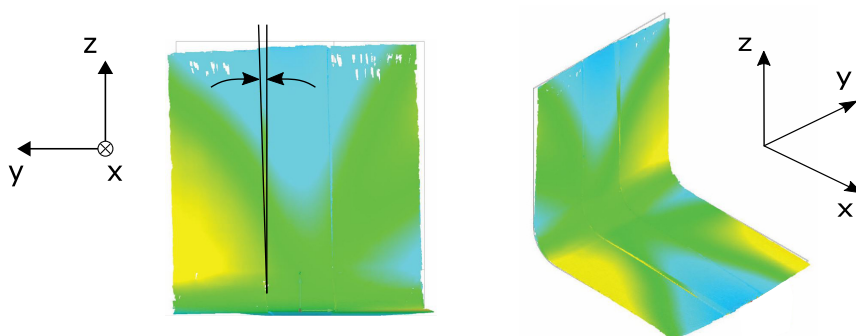
resultierten. Diese Abhängigkeit war innerhalb des betrachteten Wertespektrums unabhängig von Lagenaufbau, Pressdruck und Radius des V-Profiles. Folglich muss die Temperaturdifferenz zwischen Entformungs- und Umgebungstemperatur den Spring-in dominieren. Die Ergebnisse stützen somit die im Rahmen dieser Arbeit aufgestellte These.

Die vorangestellten Ausführungen liefern für sich genommen keine allgemeingültige Verifizierung der These, wonach erst nach der Entformung mit einer Ausprägung von Gestaltabweichungen zu rechnen ist. Nichtsdestotrotz bilden sie, insbesondere in Verbindung mit den Ergebnissen aus Abschnitt 4.2, eine solide Argumentationsbasis, um sie für dünnwandige Laminare aus CF/PPS dennoch als wahrscheinlich anzusehen. Dem entsprechend erscheint der vorgestellte Modellierungsansatz aus Abschnitt 4.4 zulässig, wonach die Entformungstemperatur der Versuchskörper als Starttemperatur der mechanischen Analyse genutzt werden kann. Ein entsprechender Vergleich der Ergebnisse wurde bereits in Abschnitt 4.4.2 vorgestellt und mit dem algorithmusbasierten Vorgehen verglichen.

#### Faserdislokationen

Im Rahmen von Abschnitt 4.1.3 wurden die für diese Arbeit relevanten Arten von Faserorientierungsabweichungen qualitativ vorgestellt. Obwohl ihre quantitative Bewertung nicht Bestandteil dieser Arbeit ist, werden sie an dieser Stelle im Kontext der Scandatenauswertung aufgegriffen, um ihre Bedeutung für zukünftige Studien abzuschätzen.

Von besonderer Bedeutung sind in diesem Zusammenhang Faserdislokationen, die von einem Verfehlen der Transferblechnut herrühren. Während dieser Fehler für PS1 sehr gut zu kontrollieren ist, zeigt sich hier ein Schwachpunkt des Vorgehens in PS2. Trotz der grundsätzlich guten Reproduzierbarkeit besteht dort ein erhöhtes Risiko, die Nut des Transferblechs nicht ausreichend exakt zu treffen. Neben der lokalen Störung der Faserorientierung durch das Verquetschen des Patches, überlagert sich in diesen Fällen eine globale Abweichung der Schenkelorientierungen, wie sie in Abbildung 5.4 gezeigt ist. Entsprechende Versuchskörper wurden auf Basis der Ausreißeranalyse identifiziert und aus der Grundgesamtheit der Versuchskörper entfernt. Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse wird für zukünftige Untersuchungen empfohlen, das in PS2 genutzte Verfahrensprinzip weiterzuentwickeln. Eine Möglichkeit bietet eine Automatisierung der Abläufe, wodurch Abweichungen aus manuellen Tätigkeiten vermieden werden.



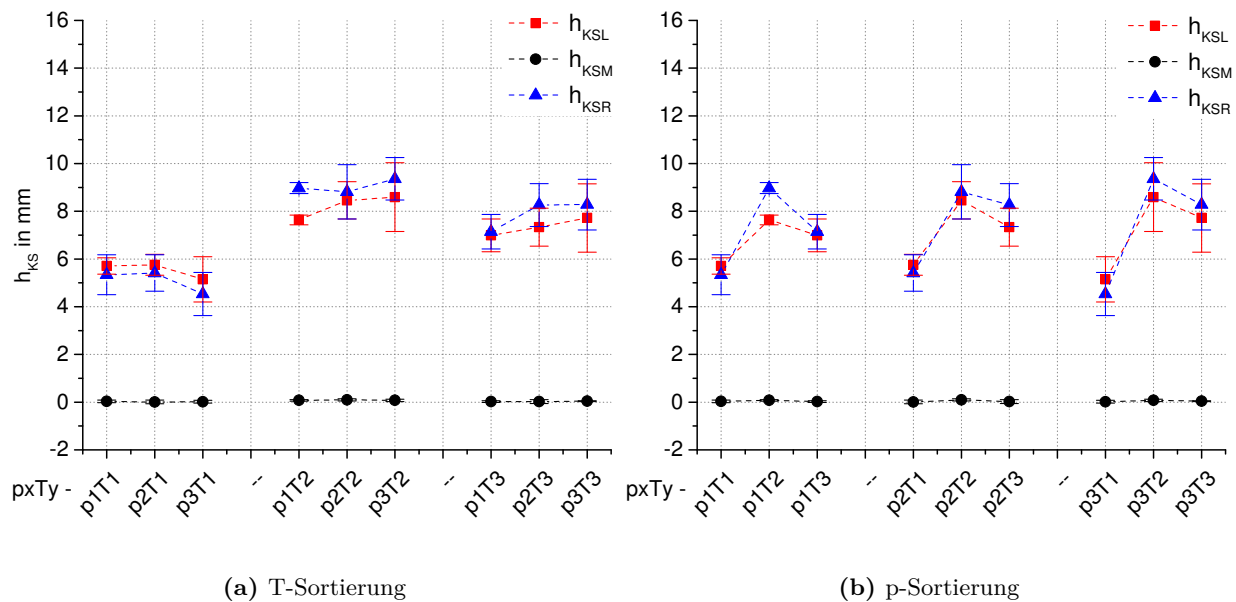
**Abbildung 5.4:** Fehlerhafte globale Faserorientierung eines PS2-Versuchskörpers durch ein Verfehlen der Nut des Transferblechs

Eine weitere Variante der Faserdislokationen spiegelt den Fall wider, in dem die Nut durch den Patch getroffen wird und die entstehenden Toleranzspalte durch Quetschfluss gefüllt werden. Dieses Phänomen tritt als Teilaspekt der tool-part interaction in Erscheinung und wurde bereits im Kontext der vorangehend beschriebenen Interaktion von Versuchskörpern mit den Transferblechen diskutiert.

### Prozessparametervariation und Temperversuche der G1P3 Versuchskörper

Einen der Schwerpunkte des Abschnitts 4.3 bildete die Analyse des Einflusses einer Prozessparametervariation auf die Gestaltabweichungen der G1P3 Versuchskörper. Die dort gezeigten Ergebnisse werden an dieser Stelle weiterführend mit Bezug zu den Ergebnissen der thermoanalytischen Charakterisierung diskutiert. Die Einflüsse des prozessparameterabhängigen Quetschflusses auf die Gestaltabweichungen wurden bereits in den vorangehenden Paragraphen behandelt und werden an dieser Stelle nicht nochmals aufgegriffen.

Die Analyse der Ergebnisse des Abschnitts 4.3.5 lieferte als eine der zentralen Erkenntnisse, dass die Gestaltabweichungen eine dominierende Abhängigkeit gegenüber der gewählten Werkzeugtemperatur aufweisen. Entsprechende statistische Modelle konnten für die geometrischen Kenngrößen  $h_{KS}$ ,  $h_{LSM}$ ,  $\Omega_{KS}$  sowie  $\theta$  abgeleitet werden<sup>1</sup>. Ausgehend von  $T2$  als Standardtemperatur der Versuchskörperherstellung, zeigen sich bei der Betrachtung der Kenngrößen für  $T1$  sowie  $T3$  die nachfolgend beschriebenen Effekte. Sie werden in Abbildung 5.5 stellvertretend anhand von  $h_{KS,PS2}$  nochmals veranschaulicht. Die Darstellung ist zu Abbildung 4.53 identisch und bietet ein repräsentatives Abbild für die übrigen Kenngrößen.



**Abbildung 5.5:** Querverzug  $h_{KS}$  der G1P3 Versuchskörper für Prozessstufe 2

Werden die Ergebnisse der Kenngrößen für  $T1$  zu  $T2$  ins Verhältnis gesetzt, wird die grundsätzlich geringere Ausprägung der  $T1$  Absolutwerte offensichtlich. Die einzigen Ausnahmen von dieser Feststellung bilden  $h_{LSM,PS2}$  und  $\theta$ . So ergibt sich neben einem steigenden Absolutwert von  $h_{LSM,PS2}$  auch ein Anstieg des Spring-in von etwa  $0,4^\circ$ . Dieser Sachverhalt korrespondiert jedoch mit den zugleich reduzierten Absolutwerten von  $h_{KS}$ , die in einem reduzierten Flächenträgheitsmoment  $I_y$  münden. Als Folge besitzen die PS2-Versuchskörper für  $T1$  einen reduzierten Widerstand gegen eine Längskrümmung der Schenkel. Dieser Sachverhalt bestätigt sich auch in Abbildung 4.71, in der die  $T1$ -Varianten eine stärkere Abweichung von Gleichung (4.11)<sup>2</sup> aufweisen, als dies für  $T2$  und  $T3$  beobachtet wird. Wieder mit Bezug zu den übrigen Kenngrößen existieren zwei wesentliche Einflussgrößen, welche die geringeren  $T1$ -Absolutwerte bedingen.

<sup>1</sup>  $\Omega_{KS}$  beinhaltet implizit die Kenngrößen  $\alpha_{KS}$  und  $\kappa_{KS}$ .

<sup>2</sup>  $h_{LSM}^* = l_s \tan\left(\frac{\theta}{2}\right)$

- Als erste Ursache kann die geringere Temperaturdifferenz von  $T_{\text{entf}, T1}$ , respektive  $T_{\text{pc}, T1}$ , und  $T_U$  genannt werden. Dieser Aspekt steht in Bezug zu der Tatsache, dass die thermische Dehnung maßgeblichen Einfluss auf die Gestaltabweichungen der Versuchskörper nimmt. Dieser lineare Zusammenhang lässt sich zwischen  $T1$  und  $T2$  deutlich anhand der  $p$ -Sortierung von Abbildung 5.5 sowie den übrigen Kenngrößengrafiken in Abschnitt 4.3.5 erkennen.
- Einen zweiten Aspekt liefern die Ergebnisse der thermoanalytischen Untersuchungen in Abschnitt 4.2.1. Die ursprüngliche Motivation bei der Wahl der Werkzeugtemperaturen war es, drei unterschiedliche Stufen der Kristallisation zu erzeugen. Eine Analyse der Kristallinitätsgrade von Proben mit unterschiedlicher Verarbeitungshistorie lieferte für die  $T2$  Varianten einheitliche Werte von  $X_{c, T2}(80 \text{ J/g}) = 0,477 \pm 0,044$ . Für  $T1$  wurde jedoch eine Druckabhängigkeit des Kristallinitätsgrades ermittelt. Während  $p1T1$  vergleichbare Werte zu  $T2$  zeigt, ergeben sich für  $p2T1$  sowie  $p3T1$  abfallende  $X_c$ . Die Änderungen betragen  $\Delta X_c(p1T1 \rightarrow p2T1) = -4,8\%$  und  $\Delta X_c(p1T1 \rightarrow p3T1) = -33,2\%$ . Anhand dieses Gesichtspunkts lässt sich erklären, weshalb die Absolutwerte der unterschiedlichen Kenngrößen für  $p3T1$  minimal werden. Die Differenz von  $p1T1$  zu  $p3T1$  liefert somit eine Abschätzung der durch Kristallisationsschwindung induzierten Gesamtverformung der Versuchskörper. Eine Auswertung der relevanten Kenngrößen<sup>1</sup> bestätigt eine durchschnittliche Reduzierung der Kenngrößenwerte von  $-11,7\%$ .

Auf Basis der bisherigen Aussagen bezüglich der zu überbrückenden Temperaturdifferenz bei der Abkühlung auf Umgebungstemperatur ließe sich schlussfolgern, dass für die Herstellung mit Werkzeugtemperatur  $T3$  nochmals gesteigerte Absolutwerte gegenüber  $T2$  in Erscheinung treten. Diese These wird auf Basis der Messdaten jedoch widerlegt. Die Kenngrößen nehmen Werte an, die dem Wertebereich von  $T1$  und  $T2$  entsprechen. Auf Basis der bisherigen Erkenntnisse werden die folgenden Begründungen geschlussfolgert.

- Die hohe Entformungstemperatur von  $T3$  begünstigt viskoelastische Relaxationsvorgänge im Anschluss an die Entformung, die einen Beitrag zu einer reduzierten Gestaltabweichung leisten können.
- Der ausgeprägte Quetschfluss bei der Verarbeitung mit  $T3$  wurde bereits an früherer Stelle diskutiert. Diesem Phänomen, in Kombination mit der entstehenden Randversteifung, wird ein signifikanter Anteil an den reduzierten Gestaltabweichungen beigemessen.
- Untersuchungen anderer Autoren mit einem spezifischen Fokus auf der tool-part interaction lieferten die Erkenntnis, dass eine Erhöhung der Werkzeugtemperatur zu einer reduzierten Reibung zwischen Verbundwerkstoff und Werkzeugoberfläche führt. Ein dergestalt reduzierter Widerstand gegen eine Relativbewegung der Reibpartner senkt die Gefahr scherungsinduzierter Spannungen in den Randschichten der Versuchskörper [139, 140, 143]. In der Folge, ist bei einer Erhöhung der Werkzeugtemperatur eine Reduktion der Gestaltabweichungen zu erwarten.

Werden die voranstehenden Diskussionsergebnisse auf die Untersuchung der getemperten Versuchskörper übertragen, so lässt sich das beobachtete Verhalten der Versuchskörper durch die zuvor aufgeführten Sachverhalte erklären. Durch das Erwärmen der Versuchskörper auf  $210^\circ\text{C}$  werden zwei Mechanismen ausgelöst. Überschreiten die Temperaturen den Glasübergangsbereich wird zunächst eine erhöhte Molekülkettenmobilität ermöglicht. Dies ist die Voraussetzung für

---

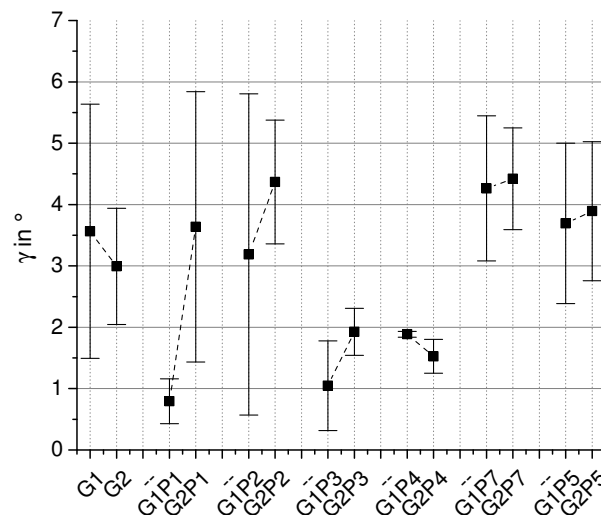
<sup>1</sup> Ausgeschlossen sind  $h_{\text{LSM}}$  sowie  $\theta$ .

Umlagerungsvorgänge, die unter anderem zu einer beschleunigten Relaxation eingefrorener thermischer Spannungen beitragen können. Bezogen auf die  $T1$  Variante findet beim Durchschreiten des Temperaturbereichs von etwa 105 bis 135 °C zusätzlich kalte Kristallisation statt, wodurch der Kristallinitätsgrad auf den der  $T2$  und  $T3$  Versuchskörper angeglichen wird. Ab diesem Zeitpunkt ist davon auszugehen, dass in allen Versuchskörpern vergleichbare Tempervorgänge ablaufen. Bei der anschließenden Abkühlung dominiert somit die Temperaturdifferenz zur Umgebungstemperatur das Maß der Gestaltabweichung  $h_{KS}$ . Das Resultat sind in Näherung identische Absolutwerte für  $T1$  und  $T2$ . Die Abweichung der  $T3$  Varianten ist mit hoher Wahrscheinlichkeit erneut in dem gesteigerten Maß des Quetschflusses und resultierenden irreversiblen Vorgängen begründet.

### 5.1.2 Die Verdrillung $\gamma$ als Folge metastabiler Gleichgewichtszustände der Grundplatten G1 und G2

Die Verdrillung  $\gamma$  von Versuchskörpern entlang ihrer Längsachse konnte in Abschnitt 4.3.2 als einer der drei Hauptdeformationsmoden identifiziert werden. Sie tritt insbesondere für Prozessstufe 1 in Erscheinung. Auf Basis der Scandatenauswertung wurde ermittelt, dass sich mittlere Verdrillungswinkel im Bereich von 1,5 bis 4,5° einstellen. Zugleich ergeben sich hohe Standardabweichungen von bis zu 2,6°. Dieses Verhalten steht im Widerspruch zu den Eigenschaften der Steifigkeitsmatrizen der asymmetrischen GP-Mittelsegmente, gemäß derer nur P4-, P5- und P7-Varianten Drill-Koppelterme enthalten.

Zur weiteren Analyse der Verdrillung wurden Grundplatten mit Lagenaufbau G1 und G2 ohne lokale Verstärkung hergestellt und vermessen. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.6 gemeinsam mit den bereits bekannten Daten aus Abschnitt 4.3.4 aufgeführt. Darin zeigt sich für die G1 und G2 Laminat ohne Patch eine Übereinstimmung zu einem Gros der PS1 Versuchskörpervarianten. Die mittlere Verdrillung beträgt 3,56° für G1 und 2,99° für G2. Auch in diesem Fall zeigen sich hohe Werte für  $\sigma_\gamma$  von bis zu 2,07° für G1.



**Abbildung 5.6:** Überblick der Verdrillung  $\gamma$  in Prozessstufe 1 für die verschiedenen Laminatkonfigurationen in P-Sortierung; ergänzend zu Abschnitt 4.3.4 sind G1- und G2-Grundplatten ohne lokalen Verstärkungspatch aufgetragen, um einen Vergleich zu Grundplatten ohne Patch zu ziehen

In Verbindung zu Abschnitt 2.3.3 der Grundlagen zeigen diese Ergebnisse eine Analogie zu den dort benannten Untersuchungen des Verzugs dünnwandiger, asymmetrischer Laminat. Im Falle von Kreuzverbunden wurde dort nicht die nach der klassischen Laminattheorie zu erwartende

Sattelform beobachtet. Stattdessen werden, abhängig von der Seitenlänge eines Laminats, zwei stabile, U-förmigen Gleichgewichtslagen ermittelt. Die zu erwartende Sattelform stellt sich erst bei dickwandigeren Laminaten ein. In weiteren Arbeiten wurden darüber hinaus die Gleichgewichtslagen von asymmetrischen Laminaten mit diversen Kombinationen der Faserorientierungen untersucht. Diese Untersuchungen zeigten, dass auch das Auftreten einer Verdrillung möglich ist, wie sie im vorliegenden Fall beobachtet wird [66, 119, 122, 123, 146, 147, 150, 152].

Auf Basis dieser Erkenntnisse wird vermutet, dass die Verdrillung  $\gamma$  der Versuchskörper ebenfalls die Folge metastabiler Gleichgewichtszustände ist. Diese sind nicht patchinduziert, sondern treten auch für die symmetrischen G1 und G2 Laminare in Erscheinung. Die dennoch reduzierte Verdrillung der P3- und P4-Varianten wird mit der Tatsache erklärt, dass diese Versuchskörper entlang ihrer gesamten Länge einen ausgeprägten Querverzug zeigen. Dieser zwingt das Laminat aus seinem ebenen Zustand und geht einher mit einem teilweisen Unterbinden der benannten Verdrillung.

### 5.1.3 Zeitliche Änderung der Gestaltabweichungen durch Rissbildung

Im Rahmen der Analysen in Abschnitt 4.1.3 wurde ermittelt, dass für die Versuchskörper in PS1 und PS2 eine signifikante Rissbildung zu verzeichnen ist. Diese sind ein Resultat von Spannungen, die sich im Verlauf der Herstellung aufbauen und die lokale Querverfestigung des Verbunds überschreiten. Dominierend in Bezug auf die Rissbildung ist die thermische Dehnung des Werkstoffs und die hierdurch induzierten thermischen Spannungen. Ihr Betrag ist bestimmt durch die Temperaturdifferenz zwischen der ersten Ausprägung mechanischer Eigenschaften bei  $T_{pc}$  und der Umgebungstemperatur. Es ist folglich zu erwarten, dass fortlaufend neue Risse entstehen, bis im gesamten Versuchskörper die vorherrschenden thermischen Spannungen ertragen werden. Wird für die gewählten Werkzeugtemperaturen  $T1$  bis  $T3$  davon ausgegangen, dass erst nach der Entformung thermische Spannungen entstehen, verbleiben Temperaturdifferenzen von mindestens 84 bis 186 K. Die hierdurch induzierten thermischen Dehnungen in einem UD-Laminat betragen bei idealisierter Berechnung<sup>1</sup> zwischen  $\varepsilon_{th}(T1) = 0,36\%$  und  $\varepsilon_{th}(T3) = 1,02\%$ . Diese Werte betragen das bis zu 4,1-fache der Querbruchdehnung bei CF/PPS von 0,25 %.

Bereits in den Abschnitten 4.1.3 und 5.1.1 wurde die These formuliert, dass die induzierte Rissbildung auf die Gestaltabweichungen Einfluss nimmt. Zur Verifizierung dieser These wurde für einzelne Versuchskörper der zeitliche Verlauf einer der Kenngrößen aufgezeichnet. Für PS1 umfasst dies  $h_{KSM}$  (G1P3) sowie  $h_{LSM}$  (G2P5, G2P6). Die Bewertung in PS2 erfolgt anhand des Schenkelabstands  $d_s$ , der in Abbildung 5.7 eingeführt wird. Die Aufzeichnung der Messwerte erstreckte sich für PS1 über einen Zeitraum von 5070 h, für PS2 über 5120 h.

Abbildung 5.8 trägt die für PS1 genannten Kenngrößen über der Zeit auf. Für G1P3 zeigt sich darin über den gesamten Messzeitraum hinweg lediglich eine geringe Abnahme für  $h_{KSM}$  von 17 mm auf 15 mm. Gravierende Unterschiede sind indes sowohl bei G2P5 und G2P6 für  $h_{LSM}$  zu verzeichnen. Erste Messungen direkt nach deren Herstellung liefern Werte im Bereich von 38 bis 58 mm. Im Verlauf der Datenaufzeichnung reduziert sich das Wertenniveau auf 20 bis 30 mm.

Anhand der Bilder in Abbildung 5.9 lässt sich deutlich die ansteigende Rissdichte für G2P6 erkennen. Der resultierende Kurvenverlauf von  $h_{LSM}$  lässt sich dabei durch eine logarithmische Gleichung der Form

$$f(x) = a - b \ln(x + c) \quad (5.1)$$

hervorragend beschreiben ( $R_{\text{kor}}^2 \approx 1$ ). Tabelle B.6 im Anhang B.3 fasst die Koeffizienten der jeweiligen Kurven zusammen.

---

<sup>1</sup>  $\varepsilon_{th} = \alpha \Delta T$

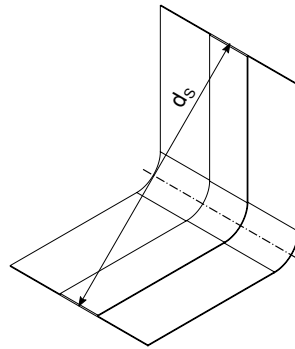


Abbildung 5.7: Definition des Schenkelabstands  $d_s$  zur Bewertung der Gestaltänderung der PS2-Versuchskörper als Funktion der Zeit

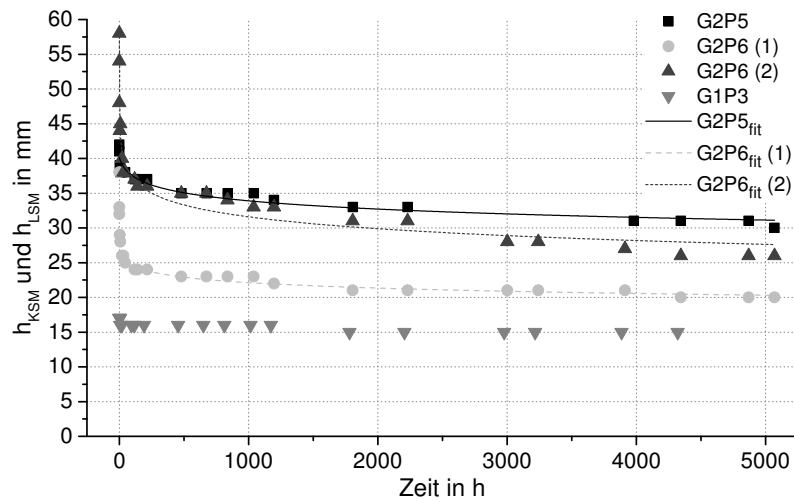
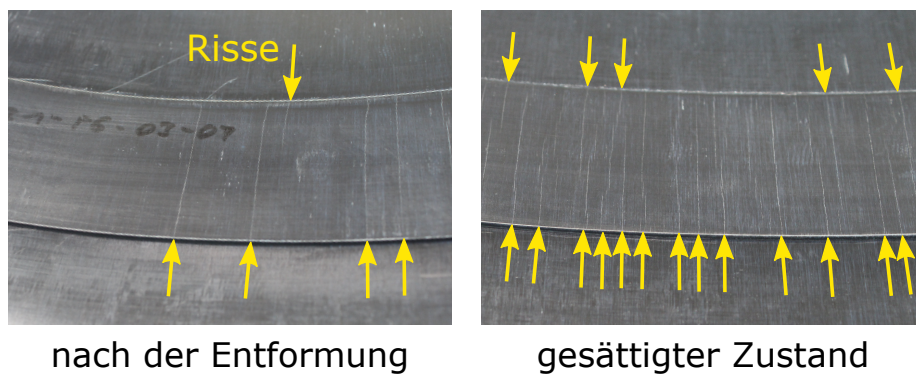


Abbildung 5.8: Zeitlicher Verlauf von  $h_{KSM}$  (G1P3) sowie  $h_{LSM}$  (G2P5, G2P6) für Prozessstufe 1; die Aufzeichnungen starteten direkt im Anschluss an die Entformung und dienen dem Nachweis des Einflusses der Rissbildung auf die Gestaltabweichungen



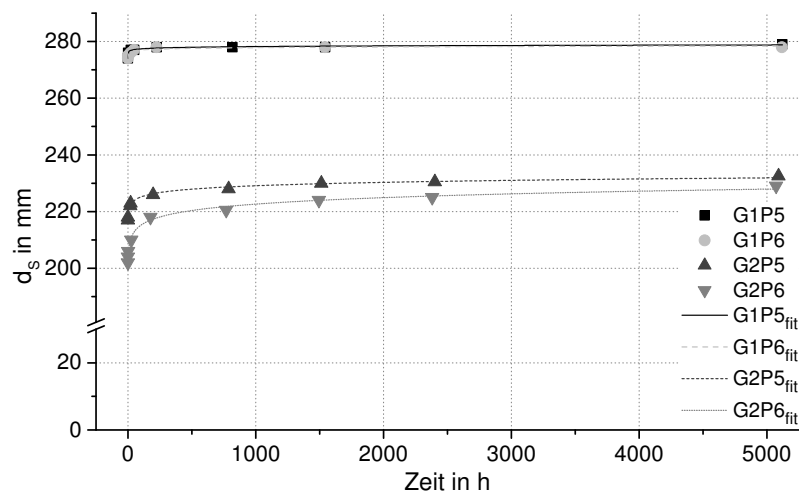
nach der Entformung

gesättigter Zustand

Abbildung 5.9: Rissdichte eines G2P6 Versuchskörpers zu verschiedenen Zeitpunkten

Als entscheidend für die Rissausbreitung werden zwei Aspekte angesehen. Zum einen ist dies die freie Länge, auf der mit einer Rissabstandsänderung zu rechnen ist. Im Fall von G1P3 ist dies lediglich die Patchbreite, für G2P5 und G2P6 hingegen die gesamte Länge des Versuchskörpers. Zum anderen bedingt diese Tatsache zugleich, dass der Gewichtskraft abhängig vom Versuchskörpertyp ein variierender Hebelarm als Moment zur Rissöffnung zur Verfügung steht. Ist die Versuchskörperebene senkrecht zur Schwerkraft ausgerichtet wirken somit Zugspannungen auf dessen Patchoberseite (Segment s2), wohingegen Druckspannungen die Risse auf dessen Rückseite (Segment s5) geschlossen halten. Dieser Aspekt liefert zugleich eine mögliche Erklärung dafür, dass lediglich in Segment s2 eine ausgeprägte Typ2-Rissbildung zu beobachten ist, wohingegen im übrigen Versuchskörper Risstyp 1 dominiert<sup>1</sup>.

Bei der Untersuchung der PS2Versuchskörper bestätigt sich die bereits in Abschnitt 4.1.3 getroffene Einschätzung, dass lediglich eine reduzierte Rissbildung zu verzeichnen ist. Für einen überwiegenden Anteil der Laminatkonfigurationen werden Änderungen von  $< 1\%$  ermittelt. Im Sinne einer besseren Übersicht fasst Abbildung 5.10 die Dimensionsänderungen derjenigen Varianten zusammen, für die Änderungen  $> 1\%$  festgestellt wurden. Erneut lassen sich die Daten mit  $R_{\text{kor}}^2 \approx 1$  durch Gleichung 5.1 beschreiben. Die Koeffizienten der Prozessstufe 2 sind in Tabelle B.7 aufgelistet.



**Abbildung 5.10:** Zeitlicher Verlauf des Schenkelabstands  $d_s$  für Prozessstufe 2; die Aufzeichnungen starteten direkt im Anschluss an die Entformung und dienen dem Nachweis des Einflusses der Rissbildung auf die Gestaltabweichungen

Im nun folgenden Absatz werden die getätigten Beobachtungen mit den Erkenntnissen aus der Literatur in Verbindung gesetzt. Bereits seit den 1980er Jahren wurde hierbei von diversen Autoren veröffentlicht, dass eine Laminatschädigung oftmals durch Mikrorissbildung in den  $90^\circ$  orientierten Lagen initiiert wird<sup>2</sup> [93, 213–219]. Als Folge einer solchen Schädigung auf Mikroebene erleidet der Werkstoff eine Steifigkeitsreduktion, die in der Bauteilauslegung zu berücksichtigen ist [213, 214, 217, 219, 220]. Zur Beschreibung derartiger Phänomene werden vorrangig Modelle auf Basis der Bruchmechanik angewandt [214–217, 220]. Eines der bekanntesten Modelle in diesem Kontext ist das „Shear-lag“ Modell, welches insbesondere für die Beschreibung unidirektionaler Lamine

1 Die Lagerung der Versuchskörper erfolgte auf der langen Bauteilkante stehend, um zu vermeiden dass eine dauerhafte rissöffnende Momentenwirkung durch die Gewichtskraft vorliegt.

2 In der Fachliteratur zumeist unter dem Begriff „transverse cracking“ zusammengefasst

geeignet ist, in seiner ursprünglichen Form jedoch keine thermischen Spannungen berücksichtigt. Ein Überblick über weitere Modelle sowie deren Historie findet sich bei Nairn [221]. Das Shear-lag Modell wurde unter anderem in [213, 214, 216, 217, 220] mit einem Fokus auf unterschiedliche Fragestellungen weiterentwickelt und zeigt im Allgemeinen eine sehr gute Übereinstimmung mit experimentellen Daten. Von Lim et al. [217] wurde zudem ein besonderer Fokus auf die Beschreibung der Rissbildung in Abhängigkeit von der Dicke der 90°-Lagen eines Kreuzverbundes gelegt. Der Autor nimmt Bezug auf die von Flaggs et al. [222] beschriebenen Experimente, in denen anhand von kohlenstofffaserverstärktem Epoxid gezeigt werden konnte, dass mit steigender Anzahl  $n$  der 90°-Lagen in einem  $(0_2, 90_n)_s$  Laminat die benötigte Totaldehnung  $\varepsilon_{\text{total}} = \varepsilon_{\text{mech}} + \varepsilon_{\text{th}}$  zur Rissinitiierung von  $\varepsilon_{\text{total}}(n = 1) \approx 1\%$  auf  $\varepsilon_{\text{total}}(n = 8) \approx 0,5\%$  absinkt. Eine qualitativ vergleichbare Aussage wird von X. Huang et al. [223] für CF/BMI getroffen. Ergänzend wurde in [213, 214, 224, 225] aufgezeigt, dass sich die rissinduzierte Steifigkeitsreduktion eines Kreuzverbunds ebenfalls mit steigender Anzahl benachbarter 90°-Lagen verstärkt. Als Erweiterung dieser Aussage zeigten Joffe et al. [220] die Bedeutung der an die 90°-Lagen angrenzenden Faserorientierung. Die rissinduzierte Steifigkeitsreduktion ist für eine Faserorientierung von 0° minimal und verstärkt sich durch ansteigende Winkel<sup>1</sup> sukzessive. Mit einem spezifischen Fokus auf kohlenstofffaserverstärkte, amorphe Thermoplaste (Polyimid, Polyethersulfon und Polyetherimid) beobachteten bereits K. Kim et al., Cowley et al. und Warnet einen Rückgang der Krümmung asymmetrischer Laminare in Abhängigkeit der Rissdichte [148] und der Zeit [68, 226]. Hervorzuheben ist dabei die Untersuchung in Cowley et al. [68], in der eine im zeitlichen Verlauf vergleichbare logarithmische Abnahme der Krümmung gezeigt wird, wie sie auch in der vorliegenden Arbeit für G2P5 und G2P6 ermittelt wurde.

Die diskutierten Inhalte zeigen, dass die rissinduzierte Schädigung, und die damit einhergehende Gestaltabweichung, ein bekanntes Phänomen bei der Verarbeitung unidirektional faserverstärkter Hochtemperaturpolymere darstellt. Insbesondere für duromere Matrixsysteme sind die Mechanismen in der Vergangenheit umfassend untersucht worden und lassen sich auf Basis analytischer Modelle beschreiben. Anhand von Messungen geometrischer Kenngrößen konnte auch mit Bezug zur vorliegenden Arbeit gezeigt werden, dass insbesondere für Versuchskörper mit weitestgehend unidirektionalem Verstärkungspatch eine signifikante Gestaltänderung im zeitlichen Verlauf zu verzeichnen ist. Eine weiterführende Untersuchung dieses Sachverhalts, sowie eine Übertragung und Anwendung existierender analytischer Modelle ist nicht Bestandteil dieser Arbeit. Es wird jedoch empfohlen, dass derartige Fragestellungen den Inhalt weiterführender Arbeiten bilden. Dies ist insbesondere im Hinblick auf die Vorhersage der Gestaltabweichungen lokal verstärkter Gelegelamine essentiell, da es ohne die genaue Kenntnis der zu erwartenden rissinduzierten Gestaltänderung nicht möglich ist, eine ausreichende Vorhersagegüte in der Simulation sicherzustellen.

## 5.2 Bewertung des Simulationsmodells

In Abschnitt 4.4 wurden die Ergebnisse der thermischen und mechanischen Simulation im Kontext der Bewertung der Gestaltabweichungen vorgestellt. Diese Inhalte werden im Folgenden durch eine Diskussion der gewählten Vorgehensweisen ergänzt, um den Einfluss der zu Grunde liegenden Annahmen und der Parameterwahl auf das Ergebnis zu bewerten.

### 5.2.1 Thermische Analyse

Die Ergebnisse der thermischen Analyse erlauben die Schlussfolgerung, dass eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Abkühlsimulation und experimentell ermittelten Temperaturkurven erzielt

<sup>1</sup> Im Paper werden Winkel bis  $\pm 40^\circ$  betrachtet.



wird. Nichtsdestotrotz zeigen sich in Einzelaspekten Abweichungen zwischen Simulation und Experiment, deren Entstehung an dieser Stelle diskutiert wird.

Insbesondere für die Transferphase beträgt die maximale Differenz zwischen Simulation und Experiment  $22\text{ }^{\circ}\text{C}$  (PS2, T2). Dieser Sachverhalt ist der Tatsache geschuldet, dass der Versuchskörper während des Transfers lediglich einseitig durch ein Transferblech vor Abkühlung durch Konvektion und Strahlung abgeschirmt ist. Somit entsteht eine, verglichen mit Prozessstufe 1, verstärkte Temperaturabnahme der ungeschirmten Versuchskörperoberfläche durch die Translationsbewegung während des Transfers. Die dabei wirkenden Wärmeübergangseffekte an die Umgebungsluft lassen sich auf Basis der gewählten Modellierung nicht vollständig abbilden. Für die Vorhersage der Abkühlung während des Transfers ist diese Tatsache dahingehend zu berücksichtigen, dass die Abkühlrate der Laminatrandschichten unterschätzt wird. Folglich besteht die Gefahr, dass eine Unterkühlung des Versuchskörpers nicht immer mit ausreichender Genauigkeit vorherzusagen ist. Wie anhand der Messkurven (PS2, T3) jedoch ersichtlich wird, ist das gewählte Vorgehen durchaus geeignet, um die globale Abkühlung während des Transfers abzubilden. Voraussetzung hierfür ist eine ausreichend geringe Einwirkung externer Störgrößen auf die ungeschirmte Versuchskörperoberfläche.

Für die Pressphase befähigt die Simulation dazu, sowohl die Abkühlraten als auch den Temperaturgradienten innerhalb der Versuchskörper mit hoher Genauigkeit vorherzusagen. Wie im Rahmen der Ergebnispräsentation gezeigt wurde, beeinflussen die Art der Werkzeugmodellierung sowie die Wahl der Kontakt-Wärmeübergangskoeffizienten die Ergebnislänge maßgeblich. Trotz der differenzierten Untersuchung dieser Parameter sagt die Simulation für PS2 jedoch eine schnellere Temperaturangleichung der Messstellen vorher, als dies experimentell nachzuweisen ist. In der Folge verbleibt vor allem für die Messstelle TE1 eine Abweichung, die durch die verzögerte Abkühlung von TE1 im Experiment bedingt ist. Zwei mögliche Erklärungen werden an dieser Stelle formuliert, deren Bestätigung im Rahmen dieser Arbeit nicht abschließend möglich war.

- Zum einen besteht die Chance, dass eine weitere Verfeinerung der Werkzeugmodellierung und insbesondere der Temperierkanäle zu einer verbesserten Vorhersagegüte im genannten Segment der Abkühlkurve beitragen kann. Die Motivation dieses Vorschlags ist eine möglichst realitätsnahe Nachbildung des Versuchsaufbaus und der damit zusammenhängenden Wärmeleitungsmechanismen.
- Zweitens ist nicht auszuschließen, dass im Verlauf der Abkühlung eine Veränderung der Kontaktbedingungen zwischen PS2 Versuchskörper und Transferblech/Presswerkzeug eintritt. Eine solche Änderung kann unter anderem durch die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der beteiligten Werkstoffe begründet sein. Der resultierende Schwindungsunterschied, in Kombination mit den engen Toleranzen im Bereich der Transferblechnut, kann zu Luftspalten in den Kontaktflächen führen<sup>1</sup>. Auf Grund der beginnenden Erstarrung der Versuchskörper ist es trotz der anliegenden Flächenpressung nicht möglich derartige Luftspalte auszugleichen, wodurch lokal eine drastische Reduzierung des Wärmeübergangs zu erwarten ist. Die Folge ist eine Verzögerung der Abkühlung in den betroffenen Bereichen.

Beide Aspekte stehen im Einklang mit der Tatsache, dass für die Validierung der Abkühlsimulation auf Basis ebener Platten kein vergleichbarer Effekt zu beobachten ist. Die beschriebenen Erklärungen werden somit als realistisch angesehen. Eine abschließende Klärung dieses Sachverhalts bedarf jedoch weiterer Untersuchungen mit spezifischem Fokus auf dieser Problemstellung. Da die zu erwartende Verbesserung der Vorhersagegüte der Gestaltabweichungen im vorliegenden Fall jedoch gering ist, werden sie im Rahmen dieser Arbeit vernachlässigt.

---

<sup>1</sup> Siehe auch Abbildung 4.11

Mit Bezug zur Entformung und Abkühlung an Luft sind die Abweichungen einzelner Thermoelemente von der Simulation mit hoher Wahrscheinlichkeit dem Einfluss der manuellen Durchführung der Experimente und Schwankungen der Randbedingungen geschuldet. Dies umfasst beispielhaft einen variierenden Bewegungsablauf<sup>1</sup>, sowie eine zeitweise Berührung der Versuchskörperoberflächen mit der Hand des Bedieners<sup>2</sup>. Zu erkennen ist dieser Effekt unter anderem für das Experiment (PS2,  $T_2$ ), das eine gesteigerte quantitative Abweichung des Messpunktes TE2 (untere gestrichelte Linie der  $T_2$ -Kurve in Abbildung 4.77) von bis zu  $13^\circ\text{C}$  aufweist. Für die übrigen Messungen betragen die Abweichungen zwischen Simulation und Experiment lediglich wenige Grad Celsius. Auf Grund der Tatsache, dass im Rahmen dieser Arbeit insbesondere die Vorhersage der Abkühlung in der Pressphase von Bedeutung ist, werden diese Abweichungen als ausreichend gering erachtet. Die aus der thermischen Analyse resultierende Starttemperatur wird im Kontext der mechanischen Analyse diskutiert, da sie unmittelbaren Einfluss auf die dort generierten Ergebnisse nimmt.

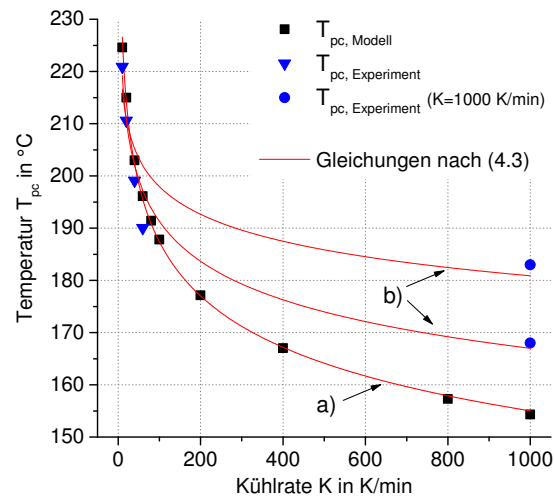
### 5.2.2 Mechanische Analyse

Für die Wahl der Starttemperatur der mechanischen Analyse wurden zwei Vorgehen vorgeschlagen: Die Nutzung der Entformungstemperatur, sowie ein Algorithmus, der auf einem iterativen Vergleich der Temperaturverläufe der Abkühlsimulation und der Kristallisationskinetik beruht. Die Ergebnisse zeigen, dass der Algorithmus in  $41^\circ\text{C}$  ( $T_1$ ) und  $16^\circ\text{C}$  ( $T_2$ ) höheren Werten für die Starttemperatur resultiert, als die vereinfachte Definition über die Entformungstemperatur. Im Falle von  $T_3$  gilt  $T_{\text{entf}} \approx T_{\text{pc}}$  da die Entformungstemperatur einen Wert annimmt, der dem  $T_{\text{pc}}$  einer  $40\text{ K/min}$  DSC-Messung nahekommt. Dieses Ergebnis liefert einen Hinweis darauf, dass die starke Vereinfachung von  $T_{\text{entf}}$  für  $T_1$  und  $T_2$  jedoch nicht zulässig ist.

Gleichzeitig ist zu hinterfragen, ob die Bewertung der isothermen Kristallisationskinetik nach Avrami-Erofeev durch einen nicht-isothermen Formalismus zu ersetzen ist. In der Literatur zeigte unter anderem das Modell nach Nakamura et al. vielversprechende Ergebnisse für die Modellierung der nicht-isothermen Kristallisation von Thermoplasten [173, 174, 227]. Dieses wurde unter anderem von Wijskamp [43] und Brauner et al. [47] implementiert, jedoch nur für Kühlraten von 1 bis  $50\text{ K/min}$  validiert. Die Ergebnisse der Flash-DSC Messungen werfen jedoch die grundsätzliche Frage auf, ob dieses oftmals praktizierte Vorgehen zielführend ist. Die Messungen zeigten für keine der Kühlraten einen klar erkennbaren Kristallisationspeak. Folglich ist die Validierung einer solchen Subroutine für Kühlraten von mehreren Hundert oder gar Tausend Kelvin pro Minute nicht möglich. Auch im Falle nicht-isothermer Modelle ist somit kritisch zu bewerten, ob die Extrapolation des Modells auf prozessrelevante Kühlraten zulässig ist. Werden die Flash-DSC Ergebnisse dieser Arbeit zu Grunde gelegt, so wurde für  $K = 1000\text{ K/min}$  eine Kristallisationspeakbereich von  $168$  bis  $183^\circ\text{C}$  abgeschätzt. Werden diese Werte als obere und untere Schranke genutzt, kann in Verbindung mit den experimentell ermittelten  $T_{\text{pc}}$  Werten aus Untersuchung U3.1 eine erneute Koeffizientenbestimmung zu Gleichung (4.3) durchgeführt werden. Das Ergebnis dieses Vorgehens ist in Abbildung 5.11 dargestellt. Werden die genannten Schrankenwerte zu U3.1 in Bezug gesetzt so wird ersichtlich, dass bereits für  $K = 60\text{ K/min}$  ein Kristallisationspeakwert von  $T_{\text{pc}, 60\text{K/min}} = 190^\circ\text{C}$  vorliegt. Unter Berücksichtigung der Tatsache, dass  $T_{\text{pc}}$  für steigende Kühlraten absinkt [40, 41], erscheint  $T_{\text{pc}, 1000\text{K/min}} = 168^\circ\text{C}$  somit realistischer. Wird der Algorithmus aus Abbildung 4.78 anhand des interpolierten Kurvenverlaufs dieser unteren Schranke angewandt, so ergibt sich für  $T_2$  ein Startwert von  $173^\circ\text{C}$ . Die Abweichung zur Modellierung gemäß Avrami-Erofeev beträgt lediglich  $1,8\%$ . Wie im Rahmen der Versuchsplanung erläutert wurde, ist  $T_1$  unterhalb der Herstellungsempfehlungen gewählt worden, um den Einfluss unvollständiger Kristallisation zu

<sup>1</sup> Kurzzeitige Variation des Konvektionskoeffizienten

<sup>2</sup> Lokale Wärmeabfuhr durch Konduktion



**Abbildung 5.11:** Interpolation von  $T_{pc}$  als Funktion der Abkühlrate  $K$ ; es werden drei Kurvenverläufe dargestellt:  
 a) auf Basis der Kristallisationskinetik nach Avrami-Erofeev  
 b) auf Basis der oberen und unteren Schranke des Kristallisationspeakbereichs der Flash-DSC Messung aus U3.2 für  $K = 1000 \text{ K/min}$

bewerten.  $T_1$  besitzt somit keine Praxisrelevanz in der industriellen Bauteilfertigung und findet an dieser Stelle keine weitere Beachtung. Auf Basis der diskutierten Ausführungen erscheint die Schlussfolgerung jedoch zulässig, dass die Definition der Starttemperatur entsprechend des vorgestellten Algorithmus ein realistischeres Abbild des Erstarrungszeitpunktes liefert, als dies mittels  $T_{entf}$  möglich ist. Die resultierenden Unterschiede für die vorhergesagten Gestaltabweichungen wurden im Zuge von Abschnitt 4.4.2 beschrieben.

Ungeachtet der Definition der Starttemperatur wurde die intralaminare Rissbildung als eine der wesentlichen Störgrößen identifiziert. Insbesondere Versuchskörper der P5- und P6-Varianten sind hiervon betroffen. In diesen Fällen erlaubt das gewählte Modell der mechanischen Analyse keine akkurate Vorhersage der Gestaltabweichungen. Des Weiteren wurde anhand der Prozessparametervariation von G1P3 aufgezeigt, dass Quetschfluss der Laminatkernschichten zu einer Abmilderung der Gestaltabweichungen durch Randversteifung führen kann. Zukünftige Untersuchungen müssen zeigen, ob die Implementierung eines Schädigungsmodells sowie eine Berücksichtigung von Quetschfluss anzustreben ist, oder ob derartige Effekte bereits im Zuge der Bauteilgestaltung auszuschließen sind. In beiden Fällen zeigen die Ergebnisse jedoch, dass der Einfluss auf die Endgestalt der Versuchskörper gravierend sein kann.

### 5.3 Gestaltungsrichtlinien und -grenzen

Ziel dieser Handlungsempfehlungen ist es, potentiellen Anwendern eine Methodik an die Hand zu geben, auf deren Basis ein erweitertes Verständnis für die Anwendung dünnwandiger, lokal verstärkter Gelelamine mit thermoplastischer Matrix geschaffen wird. Dabei gilt es zu berücksichtigen, dass die genannten Empfehlungen mit einem spezifischen Fokus auf die vorgestellten Untersuchungen zusammengestellt sind. Eine Übertragbarkeit auf andere Werkstoffsysteme, Geometrien und Wandstärken ist ohne ergänzende Untersuchungen nicht sicher gegeben. Ergänzend zu den nachfolgend benannten Punkten beinhaltet Kapitel 6 Vorschläge für weiterführende Fragestellungen der Thematik, deren Untersuchung sich im Verlauf dieser Arbeit als bedeutsam herauskristallisiert haben.

### 5.3.1 Gestaltung von Geometrie und Lagenaufbau

Bezüglich der bewerteten Gestaltabweichungen ist zunächst hervorzuheben, dass eine Variation des Patch-Lagenaufbaus als Kreuzverbund (P1, P2, P7) moderate Abweichungen von der Sollgeometrie zur Folge hat. Abhängig von der Kombination der Decklagenorientierungen in Grundplatte und Patch wird jedoch eine Variation der Gesamtbiegesteifigkeit des Versuchskörpers in Längs- und Querrichtung erzielt. Diese kann für einzelne Kenngrößen zu erhöhten Gestaltabweichungen und Streuungen der Ergebnisse führen. Besonders ausgeprägt wurde dieser Sachverhalt für die Verdrillung  $\gamma$  aufgezeigt. Um derartige metastabile Gleichgewichtszustände zu vermeiden, sind vollständig symmetrische Varianten zu bevorzugen (G1P1, G2P2).

Mit dem Übergang auf eine lastoptimierte Gestaltung geht üblicherweise einher, dass die Kreuzverbunde durch ausgeglichene Winkelverbunde höheren Anisotropiegrades, oder gar rein unidirektionale Verstärkungspatches ersetzt werden. Hierdurch verstärkt sich allerdings auch die Tendenz zu Gestaltabweichungen von der Sollgeometrie, die bei der Verwendung rein unidirektionaler Verstärkungspatches am massivsten zu Tage tritt. Gesamtheitlich betrachtet ist dabei von entscheidender Bedeutung, wie die Faserorientierungen von Grundplatte und Patch relativ zueinander orientiert sind. Wie in Abschnitt 4.3.4 anhand von  $h_{KS}$  erläutert wurde, prägen sich die Gestaltabweichungen in die Richtung derjenigen Bauteilseite aus, für welche die Summe der thermischen Dehnungen überwiegt. Abhängig davon, dominieren Gestaltabweichungen in Längs- oder Querrichtung der Versuchskörper. Dabei gilt grundsätzlich, dass die Gestaltabweichungen qualitativ über beide Prozessstufen hinweg vergleichbar sind. Insbesondere bei der Verwendung rein unidirektionaler Verstärkungspatches ergeben sich jedoch quantitativ signifikante Unterschiede für die Ausprägung von PS1 zu PS2.

Im Falle der Verstärkungspatches P5 und P6 nimmt des Weiteren eine Typ2 Rissbildung im Patch signifikant Einfluss auf die final ermittelten Gestaltabweichungen. Es zeigt sich ein teils gravierender Rückgang der aufgezeichneten geometrischen Kenngrößen, die durch logarithmische Funktionen beschrieben werden können. Für die übrigen Laminatvarianten sind feine Risse vom Typ1 im gesamten PS1 Versuchskörper zu identifizieren. Deren potentielle Auswirkung auf die Gestaltabweichungen in Prozessstufe 1 wurde im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht umfassend bewertet. Eine solche Bewertung wird für zukünftige Untersuchungen mit gesondertem Schwerpunkt empfohlen. Für Prozessstufe 2 wurden Risse lediglich in reduziertem Umfang festgestellt und sind auf Basis einer optischen Bewertung nicht exakt zu quantifizieren. Analog zur zitierten Literatur wird auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse empfohlen, die relevanten Gestaltungsrichtlinien zu beachten, die einer Schwächung des Bauteils durch Rissbildung entgegenwirken. Dies sind insbesondere eine Stapelreihenfolge mit möglichst geringen Winkelunterschieden, die Verwendung dünner UD-Einzelschichten, sowie die Vermeidung gleich orientierte benachbarter Einzelschichten.

Ein letzter Aspekt umfasst den Punkt der geänderten Einspannsituation/Randbedingungen eines gedachten Volumenelements an den freien Enden der Versuchskörper. Wie in Abschnitt 4.3.4 gezeigt wurde, kommt es in diesen Bereichen zu verstärkten Gestaltabweichungen von der Sollgeometrie. Es wird geschlussfolgert, dass eine Positionierung von lokalen Patches so gewählt werden sollte, dass sie vollständig von einer geschlossenen Fläche umgeben sind, um derartige Ungleichmäßigkeiten zu vermeiden. Ein experimenteller Nachweis dieses Sachverhalts ist nicht Bestandteil dieser Arbeit und wird für zukünftige Untersuchungen empfohlen.

### 5.3.2 Wahl der Prozessführung

Die Herstellung der Versuchskörper umfasst die Prozessstufen Konsolidierung und Formgebung, die auch in einer typischen industriellen Prozesskette vorzufinden sind. Die im Kontext dieser Arbeit eingesetzten Transferbleche stellen für lokal verstärkte Gelegelamine und die daraus umgeformten Winkelgeometrien eine kostengünstige und prozesssichere Lösung für die manuelle Bauteilherstel-

lung dar. Es ist jedoch zwingend erforderlich geeignete Abstandshalter in die Werkzeugtechnik zu implementieren, um eine frühzeitige und inhomogene Auskühlung dünner Laminate durch einseitigen Werkzeugkontakt zu vermeiden. Für die Umformung komplexer, schalenförmiger Bauteile ist der Einsatz von Transferblechen durch die erforderliche Drapierung jedoch nicht möglich. In diesen Fällen ist eine automatisierte Handhabungslösung anzustreben, die eine ausreichend akkurate Positionierung und schnelle Transferierung ohne die Nutzung von Transferblechen ermöglicht.

Bauteile mit lokaler Dickenvariation bergen darüber hinaus weitere fertigungstechnische Herausforderungen bezüglich des Toleranzmanagements zwischen Werkzeugkavität und Gelegethalbezeug. Es besteht die Gefahr unerwünschten Quetschflusses in Toleranzspalte oder einer Schädigung des Bauteils durch Quetschen der lokalen Verstärkungen. Eine Optimierung der Bauteilfertigung auf Basis der gezielten Ausnutzung des transversalen Fließverhaltens (Quetschfluss) erscheint denkbar, wurde im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht verifiziert. In der Literatur wird ergänzend die Verwendung von Silikonstempeln behandelt. Diese bieten jedoch lediglich eine eingeschränkte Standfestigkeit, wodurch regelmäßige und aufwändige Nacharbeiten am Werkzeug erforderlich werden. Darüber hinaus entstehen bei dieser Technik auch im Hinblick auf die tool-part interaction vielfältige Problemstellungen, die eine Umsetzung lokaler Verstärkungspatches sowie die Vorhersage der resultierenden Gestaltabweichungen erschweren. Es wird folglich die Nutzung von Stahlwerkzeugen mit enger Tolerierung der Patchbereiche empfohlen.

Auf Basis der Auswertung im Rahmen der Prozessparametervariation für G1P3 werden nachfolgend Empfehlungen für die Wahl optimaler Prozessparameter gegeben. Wird eine reproduzierbare Herstellung von Versuchskörpern als zentrale Anforderung zu Grunde gelegt, ist es empfehlenswert eine hohe Werkzeugtemperatur ( $T_3$ ) in Kombination mit geringem Pressdruck ( $p_1$ ) zu nutzen. Für diese Parameterkombination  $p_1T_3$  wurden über alle Kenngrößen hinweg geringe Standardabweichungen erzielt. Die Begründung hierfür ist:

- Als Folge der vollständig abgeschlossenen Kristallisation ist mit geringen Dimensionsänderungen bei einer Temperaturerhöhung über  $120^\circ\text{C}$  zu rechnen<sup>1</sup>. Dieser Aspekt ist insbesondere für Anwendungen von Interesse, die hohe thermische Lasten zu ertragen haben. Es gilt jedoch zu beachten, dass die erhöhten Werkzeugtemperaturen zu einem gleichermaßen gesteigerten  $\Delta T$  für die Abkühlung auf Umgebungstemperatur führen. Hohe Entformungstemperaturen begünstigen hierdurch eine Rissbildung durch thermische Spannungen. Abhängig von den Anforderungen des Anwendungsfalls gilt es somit eine Abwägung zu treffen. Ist eine reduzierte Rissbildung anzustreben ist eine Nutzung der Werkzeugtemperatur  $T_2$  zu empfehlen. Im Verlauf der Analysen von G1P3 zeigte sich für  $T_2$  jedoch ein, gegenüber  $T_3$ , quantitativ leicht erhöhtes Niveau der Mittelwerte und Standardabweichungen. In Übereinstimmung mit den Verarbeitungsrichtlinien des Materialherstellers sind Werkzeugtemperaturen nahe  $T_1$  zu vermeiden. Zwar ergeben sich auch für diesen Fall geringe Standardabweichungen der Kenngrößen, allerdings zeigen die thermischen Analysen und Temperuntersuchungen, dass durch die unvollständige Kristallisation mit gravierenden Gestaltänderungen durch kalte Kristallisation zu rechnen ist. Darüber hinaus wurde auf Basis der Literaturrecherchen gezeigt, dass bei unvollständiger Kristallisation mit reduzierten mechanischen Eigenschaften der Matrix zu rechnen ist.
- Eine Empfehlung für die Druckstufe  $p_1$  kann auf Basis der durchgeführten Untersuchungen uneingeschränkt gegeben werden. Einzig für  $\Omega_{KS}$  ist eine geringfügig signifikanter Einfluss des Pressdrucks nachzuweisen. Der Einfluss von  $T$  überwiegt deutlich. Folglich ist  $p_1$  sowohl

---

<sup>1</sup> Temperatur der kalten Kristallisation, siehe Abschnitt 2.2.1

im Hinblick auf die benötigte Anlagenschließkraft, als auch bezüglich einer Minimierung des Quetschflusses vorzuziehen.

Werden die gewonnenen Erkenntnisse auf dickwandige Lamine übertragen, so ist zunächst mit einer verlangsamten Abkühlung der Kernschichten zu rechnen. Kommen dabei Werkzeuge ohne Tauchkante zum Einsatz, wie im Fall von Prozessstufe 2, dauert die Schließbewegung des Werkzeugs für kraftgeregelte Pressen bis zur Erstarrung des Materials an<sup>1</sup>. Aus dieser Tatsache resultiert eine erhöhte Gefahr des Quetschflusses, da die Kernschichten bei dickwandigen Laminen über einen längeren Zeitraum fließfähig bleiben. Die resultierende Gratbildung kann in der Folge zu einer Beeinflussung der Ausprägung von Gestaltabweichungen und Faserdislokationen beitragen. Eine Möglichkeit den Quetschfluss in diesen Fällen zu reduzieren ist eine Verminderung der Schließgeschwindigkeit, sobald das Werkzeug beidseitig in Kontakt mit dem Laminat ist. Durch dieses Vorgehen wird eine Wärmeabfuhr ermöglicht, der Quetschfluss durch die Schließbewegung der Presse jedoch minimiert.

Unabhängig von den hier aufgeführten Handlungsempfehlungen ist für neue Untersuchungen zu empfehlen, die individuellen Fertigungsfehler zu identifizieren und detailliert zu charakterisieren. Nur bei Kenntnis der entsprechenden Phänomene ist es möglich, Gegenmaßnahmen zur Vermeidung unerwünschter Störgrößen der Gestaltabweichungen zu definieren. Exemplarisch sei an dieser Stelle der regelmäßige Wechsel der Transferbleche genannt, um eine zu starke Weitung der gefrästen Nuten zu vermeiden.

Erhöhte Entformungskräfte können den Verzug der Versuchskörper massiv beeinflussen. Durch geringe Oberflächenrauigkeiten des Werkzeugs und die Wahl geeigneter Trennmittel können die Entformungskräfte weitestgehend minimiert werden. Positive Erfahrungen wurden im Rahmen dieser Arbeit für Oberflächen mit Mittenrauwerten  $R_a < 1$  gesammelt. Es ist jedoch zu beachten, dass diese Faktoren einen unmittelbaren Einfluss auf die tool-part interaction haben können und nicht willkürlich variiert werden sollten. Darüber hinaus gilt es nach der Entformung und bis zum unterschreiten der Glasübergangstemperatur eine besonders schonende Handhabung der Versuchskörper zu beachten. Gegensätzlich zu dieser Aussage besteht in diesem Zeitraum die Option über geeignet gestaltete Abkühllehren Einfluss auf die finalen Gestaltabweichungen zu nehmen.

### 5.3.3 Modellbildung in der Simulation

Auf Basis der vorgestellten Ergebnisse und Diskussionsinhalte mit Bezug zur Vorhersage der Gestaltabweichungen, folgen an dieser Stelle Empfehlungen zur Modellierung und Parameterwahl des Simulationsmodells<sup>2</sup>. Die Unterteilung erfolgt, wie schon in den vorangehenden Abschnitten, gemäß thermischer und mechanischer Analyse.

Thermische Analyse:

Zur Vernetzung der Versuchskörper und der Presswerkzeuge werden in der thermischen Analyse Volumenelemente mit linearer Ansatzfunktion empfohlen. Diese ermöglichen es, eine Vorhersage des Temperaturgradienten in Laminatdickenrichtung darzustellen. Darüber hinaus schafft die Vernetzung mit Volumenelementen die Grundlage für eine Kopplung der thermischen mit der mechanischen Analyse. Dieser Aspekt ist im Rahmen dieser Arbeit nicht erforderlich, kann für die weitere Optimierung des Modells jedoch von Interesse sein. Bei der Wahl geeigneter Elementgrößen sind die Empfehlungen hinsichtlich des Verhältnisses von Seitenlänge  $s$  zu Dicke  $d$  einzuhalten. Gemäß [228] wird ein Verhältnis  $s:d < 10:1$  empfohlen. Da die Wärmeabgabe in Dickenrichtung

1 Erst zu diesem Zeitpunkt baut sich der definierte Pressdruck auf

2 Für die Quantifizierung der final genutzten Parameterwerte wird auf den entsprechenden Abschnitt 4.4 verwiesen.

dominiert, ist eine korrespondierende Elementseitenlänge nahe diesem Grenzverhältnis jedoch anzustreben, um Rechenzeiten zu minimieren. Bei der Modellierung der Presswerkzeuge haben die Untersuchungen gezeigt, dass der Grad der Abstraktion des Presswerkzeugs mit Sorgfalt zu wählen ist. Dies ist erforderlich um sicherzustellen, dass keine systematisch bedingte Beeinflussung der Vorhersagegüte der Abkühlsimulation eintritt. Insbesondere eine realistisch gewählte thermische Masse hat sich als erforderlich erwiesen, um die Realität ausreichend genau abbilden zu können. Unter dieser Voraussetzung ist eine Implementierung der Werkzeugtemperierung nicht zwingend erforderlich, verbessert das Ergebnis jedoch weiter. Im Gegenzug gilt es zwingend zu vermeiden, das Presswerkzeug mit konstanter Temperatur zu definieren, da dieses Vorgehen zu einem massiven Überschätzen der Kühlraten im Versuchskörper führt.

Im Hinblick auf die Abkühlung durch Konvektion hat sich gezeigt, dass bei reproduzierbaren Randbedingungen nur geringfügige Anpassungen der einmalig ermittelten Konvektionskoeffizienten erforderlich sind. Die Werte für den manuellen Transfer entsprechen dabei leicht bewegter Luft, bei der Entformung und Abkühlung an Luft kann von unbewegter Luft ausgegangen werden. Zudem ist eine akkurate Messung der Umgebungstemperatur zu berücksichtigen, um systematische Abweichungen zu unterbinden. Des Weiteren ist es für die Wärmeübertragung in den Festkörperkontaktflächen von entscheidender Bedeutung, dass der Kontakt-Wärmeübergangskoeffizient  $h_{\text{kond}}$  ausreichend hoch gewählt wird, um einen Wärmestau an den Kontaktflächen des Presswerkzeugs zu vermeiden. Andernfalls wird die erforderliche Kühlzeit zur Angleichung von Versuchskörper- und Werkzeugtemperatur überschätzt. Ist der erforderliche Grenzwert für  $h_{\text{kond}}$  jedoch überschritten, zeigt das Ergebnis der Abkühlsimulation eine lediglich geringfügige Sensitivität gegenüber diesem Parameter. Ergänzend ist auch für den thermischen Kontakt der Versuchskörper mit den angrenzenden Körpern<sup>1</sup> eine einmalige Kalibrierung anhand der Messdaten erforderlich, um den Temperaturgradienten innerhalb des Versuchskörpers korrekt vorhersagen zu können.

Für die anschließende Definition der Starttemperatur der mechanischen Analyse wurde in Abschnitt 4.4.1 das zu Grunde liegende Vorgehen sowie der zugehörige Algorithmus vorgestellt. Dieser berücksichtigt die Erstarrung der Matrix auf Basis des Abkühlverhaltens im Prozess und ergänzender thermoanalytischer Untersuchungen. Für die im Rahmen dieser Arbeit betrachteten, dünnwandigen Lamine konnte gezeigt werden, dass diese Methodik eine Vorauslegung der Gestaltabweichungen ermöglicht. Die modellintegrierte Berechnung der Kristallisationsvorgänge, sowie die Berücksichtigung viskoelastischer Effekte werden für vergleichbare Problemstellungen als nicht erforderlich angesehen. Abweichungen zwischen Simulation und Experiment werden indes maßgeblich von der zeitlichen Änderung der Gestaltabweichungen durch Rissbildung sowie der Randversteifung der Versuchskörper durch Quetschfluss dominiert. Derartige Effekte können im vorgestellten Simulationsmodell aktuell nicht berücksichtigt werden.

Stehen keine ausreichenden Informationen zur Verfügung, um den Algorithmus aus Abschnitt 4.4.1 anzuwenden, besteht eine weitere Möglichkeit zur Definition der Starttemperatur auf Basis der Beobachtungen während der Versuchskörperentformung<sup>2</sup>. In diesem Fall wird die Problemstellung dahingehend weiter vereinfacht, dass die Entformungstemperatur der Versuchskörper als Starttemperatur der mechanischen Analyse festgelegt wird. Dieses stark phänomenologisch geprägte Vorgehen erscheint im vorliegenden Fall zulässig, ist vor einer Übertragung auf andere Anwendungsfälle jedoch kritisch abzuwägen. Eine Nutzung des im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Algorithmus zur Definition der Starttemperatur ist indes vorzuziehen.

---

1 PS1: Aluminium-Transferbleche; PS2: Aluminium-Transferblech sowie Aluminium-Presswerkzeug

2 Versuchskörper zeigen direkt im Anschluss an die Entformung keine oder lediglich sehr geringfügige Verformungen, siehe auch Abschnitt 4.1.3.

Mechanische Analyse:

Im Rahmen der gewählten Annahmen und der gewonnenen Erkenntnisse wird die mechanische Analyse als linearer Temperaturschritt mit linear-elastischem Materialverhalten modelliert. Die Definition der Starttemperatur erfolgt entsprechend den Ausführungen zur thermischen Analyse. Darüber hinaus sind die Materialeigenschaften des CF/PPS Verbundwerkstoffs als Funktion der Temperatur zu definieren. Insbesondere die transversal-isotropen thermischen Ausdehnungskoeffizienten sowie das Elastizitäts- und Schubmodul sind entscheidend, um die resultierenden Gestaltabweichungen und thermischen Spannungen korrekt berechnen zu können.

Die Vernetzung der Versuchskörper mit Volumenelementen wird in dieser Arbeit einer Umsetzung mittels Schalenelementen vorgezogen. Insbesondere in Prozessstufe 2 ist dieses Vorgehen vorteilhaft, um der Bedeutung von Schwindungsvorgängen der Lamine in Dickenrichtung Rechnung zu tragen. Anhand der in Abschnitt 4.4.2 durchgeführten Sensitivitätsstudie wurde zudem ermittelt, dass für Volumenelemente mit quadratischen Ansatzfunktion bereits bei geringer Vernetzungsdichte eine Konvergenz der Ergebnisse erreicht wird. Eine Erhöhung der Netzdichte ist lediglich anzustreben, um eine feinere Auflösung der Spannungsverläufe innerhalb der Laminebene und an Punkten lokaler Spannungskonzentrationen zu ermöglichen.

Die Versuchskörper in dieser Arbeit zeigen auf Grund der teils extremen Anisotropie der lokalen Patches Gestaltabweichungen, die im Sinne der Mechanik als große Deformationen zu bewerten sind. In diesen Fällen ist es erforderlich, die Berechnungen unter der Berücksichtigung geometrischer Nichtlinearität durchzuführen. Dieses Vorgehen stellt sicher, dass das lokale Koordinatensystem der Laminebene analog der Versuchskörperdeformation transformiert wird. Wird dieser Aspekt nicht berücksichtigt, ist für die entsprechenden Versuchskörpervarianten mit einer signifikanten Überschätzung der Gestaltabweichungen zu rechnen. Darüber hinaus besteht durch eine Vernachlässigung der geometrischen Nichtlinearität die Möglichkeit, dass sich der vorhergesagte Deformationsmodus ändert und somit falsche Rückschlüsse auf die zu erwartenden Gestaltabweichungen zulässt.



# KAPITEL 6

---

## Zusammenfassung und Ausblick

---

Zu Beginn dieser Arbeit wurde aufgezeigt, welches Leichtbaupotenzial dünnwandigen, lokal verstärkten Gelegelaminaten mit thermoplastischer Matrix innewohnt. Es musste jedoch resümiert werden, dass die Verwendung derartig maßgeschneiderter Halbzeuge mit steigenden Anforderungen an den Produktentwicklungsprozess einhergeht, um eine Einhaltung der Maßhaltigkeit technischer Bauteile gewährleisten zu können. Auf dieser Basis wurde die Zielsetzung abgeleitet, wonach eine Methodik zu erarbeiten war, anhand derer die Vorhersage und Bewertung der resultierenden Gestaltabweichungen möglich ist. Damit einhergehend waren Gestaltungsrichtlinien und -grenzen zu erarbeiten, um den Entwicklungsprozess derartiger Komponenten zukünftig zu unterstützen.

Im Methodenteil wurde zunächst der Werkstoff CF/PPS vorgestellt. Anschließend folgten die Ausführungen zu den Versuchskörpergeometrien und den zu Grunde liegenden Motivationen bei deren Gestaltung. Gewählt wurde eine zweistufige Bewertung, bei der der Schwerpunkt auf der Verarbeitung in großserienfähigen Zyklen lag. Die Prozessstufen umfassten die Konsolidierung der Gelege mit lokalem Verstärkungspatch sowie deren anschließende Umformung zu V-Profilen. Für den Lagenaufbau der Versuchskörper wurde eine Vielfalt von zwei Grundplatten und sieben Verstärkungspatches vollfaktoriell kombiniert. Ziel war es, hierdurch den Einfluss der Faserorientierung auf die Gestaltabweichungen zu ermitteln. Des Weiteren wurde für die Variante G1P3 über beide Prozessstufen hinweg eine Variation der Prozessgrößen Werkzeugtemperatur und Pressdruck auf drei Faktorstufen umgesetzt. Motivation dieser Untersuchung war die Bewertung des prozesseitigen Einflusses auf die Gestaltabweichungen.

Zu Beginn des Experimentalteils wurde zunächst detailliert der Wärmehaushalt der Versuchskörper im Verlauf ihrer Herstellung untersucht. Anhand von eingebetteten Temperaturfühlern in den Laminaten war es möglich zu ermitteln, dass maximale Abkühlraten von bis zu 5960 K/min erreicht werden. Bei Untersuchungen zum amorphen Abschrecken eines Versuchskörpers wurden gar 8720 K/min ermittelt. Trotz anfänglicher Temperaturgradienten im Laminatquerschnitt von bis zu 90 °C gleichen sich die Temperaturen innerhalb weniger Sekunden an. Bereits nach 10 s ist die Differenz auf etwa 5 °C abgesunken. Anschließend folgte eine Untersuchung zu den prozessbedingten Einfluss- und Störgrößen, die im Verlauf der Herstellung beobachtet wurden. Als wesentliche Faktoren wurden der Quetschfluss der Laminatkernschichten, sowie die Bildung intralaminarer Risse identifiziert. Ihre Korrelation zu den Prozessparametern wurde anhand von statistischen Modellen bewertet und beschrieben. Es wurde ermittelt, dass der Quetschfluss vorrangig vom gewählten Pressdruck beeinflusst wird. Für die Rissbildung indes besteht eine quadratische Abhängigkeit von der Werkzeugtemperatur, der sich zudem eine Abhängigkeit gegenüber dem Pressdruck überlagert.

Im Rahmen der thermoanalytischen Untersuchungen folgten umfangreiche DSC-Messungen an PPS und CF/PPS. Es konnte gezeigt werden, dass abhängig von der Verarbeitungshistorie

keine vollständige Kristallisation der Matrix zu erreichen ist. Für  $T_0$  wurde gar weitestgehend amorphes PPS realisiert. Auf Basis der Kristallisationskinetik von CF/PPS wurde eine Gleichung hergeleitet die es erlaubt, die Kristallisationspeaktemperatur  $T_{pc}$  als Funktion der Kühlrate zu beschreiben.  $T_{pc}$  ist im Kontext der Vorhersage von Gestaltabweichungen von Bedeutung, da sie in Anlehnung an Wijskamp [43] und Brauner et al. [47] als Zeitpunkt der Matrixerstarrung definiert wurde. Anhand der neuartigen Flash-DSC Methode wurden ergänzende Messungen mit Kühlraten durchgeführt, die der realen Prozessführung entsprechen. Diese Ergebnisse konnten aufzeigen, dass für Kühlraten größer 1000 K/min mit keinem signifikanten kristallinen Anteil in der PPS-Matrix zu rechnen ist. Durch eine Verknüpfung der thermoanalytischen Ergebnisse mit der Analyse zum Abkühlverhalten der Versuchskörper, wurde ein Algorithmus zur Definition der Starttemperatur der mechanischen Analyse entwickelt. Dieser umfasst einen iterativen Abgleich der Abkühlraten und Temperaturen im Verlauf der Versuchskörperherstellung, mit dem zugehörigen  $T_{pc}$  aus der Gleichung der Kristallisationskinetik.

Für die anschließende Analyse der Gestaltabweichungen erfolgte die dreidimensionale Gestalterfassung der Versuchskörper mittels aktiver Lasertriangulation. Die resultierenden 3D-Punktewolken wurden genutzt, um charakteristische geometrische Kenngrößen abzuleiten. Auf dieser umfassenden Datenbasis beruhend, war eine vergleichende Bewertung der Gestaltabweichungen in Abhängigkeit von Lagenaufbau und Prozessparametern möglich. Anhand eines Simulationsmodells wurden zudem die Gestaltabweichungen vorhergesagt und mit den Versuchsergebnissen verglichen. Die Ergebnisse zur Vorhersage und Bewertung der Gestaltabweichungen wurden bereits in den Abschnitten 4.5 und 5.2 umfangreich zusammengefasst. Darüber hinaus wurden im Rahmen von Abschnitt 5.3 Gestaltungsrichtlinien und -grenzen aufgezeigt. Auf eine ganzheitliche Zusammenfassung wird an dieser Stelle folglich verzichtet. Dennoch ist festzuhalten, dass für die Variation des Lagenaufbaus gezeigt werden konnte, dass sich drei charakteristische Deformationsmoden ausbilden. Längsverzug  $h_{LSM}$ , Querverzug  $h_{KS}$  und die Verdrillung um die Längsachse  $\gamma$ . Erwartungsgemäß zeigten sich für die Patchvarianten P1, P2 und P7 lediglich geringfügige Gestaltabweichungen. Werden jedoch ausgeprägtere Anisotropiegrade umgesetzt, steigen die Gestaltabweichungen an und betragen bis zu 37 mm für  $h_{LSM, G2P6}$ . Abhängig von der Vorzugsorientierung des Patches dominiert der Längs- oder Querverzug. Durch einen Abgleich mit Platten ohne lokale Verstärkung konnte zudem gezeigt werden, dass  $\gamma$  nicht patchinduziert ist. Stattdessen ist  $\gamma$  Ergebnis von metastabilen Gleichgewichtslagen der Grundplatten G1 und G2, die als Snap-through Effekt in der Literatur beschrieben sind.

Mit Bezug zum erarbeiteten Simulationsmodell kann festgehalten werden, dass die thermische Analyse eine sehr gute Übereinstimmung mit den realen Versuchsergebnissen aufweist. Sie eignet sich somit, um auf Basis des erarbeiteten Algorithmus die Definition von  $T_{pc}$  vorzunehmen. Für die mechanische Analyse konnte gezeigt werden, dass eine qualitative Vorhersage der Gestaltabweichungen möglich ist, quantitativ jedoch teils signifikante Abweichungen entstehen. Als wesentliche Gründe wurden überlagerte Störgrößen wie Quetschfluss und Rissbildung identifiziert. Darüber hinaus zeigte sich, dass der Längsverzug der Versuchskörper zu weich wiedergegeben wird und somit von der Simulation überschätzt wird. Zusammengefasst erfordert eine Vorhersage der Gestaltabweichungen eine umfangreiche Berücksichtigung fertigungstechnischer Einflussgrößen, um akkurate Vorhersagen treffen zu können. Ungeachtet der beschriebenen Einschränkungen, wird das vorgeschlagene Simulationsmodell als zulässige Vereinfachung zur Vorauslegung von Gestaltabweichungen angesehen.

---

Auf Basis der erarbeiteten Inhalte, wurden im Zuge der Kapitel 4 und 5 weiterführende Handlungsfelder identifiziert. Diese werden als wichtig erachtet, um die gewonnenen Erkenntnisse sinnvoll zu ergänzen und verbleibende Fragestellung zu lösen. Mögliche zukünftige Arbeitsschwerpunkte sind:

- Entwicklung einer Methode zur Bestimmung der thermischen Eigenspannungen, um darauf aufbauend die Spannungswerte der Simulation zu verifizieren. Die Kenntnis des Spannungsniveaus ist Voraussetzung zur Implementierung eines Schädigungsmodells, mit dem Ziel, Rissbildung und deren Auswirkung auf die Gestaltabweichungen berücksichtigen zu können.
- Durchführung von Relaxationsversuchen bei Temperatur  $T1$  bis  $T3$ , um die getroffene Annahme bei der Wahl der Entformungstemperatur als Starttemperatur der mechanischen Analyse weiterführend zu bewerten.
- Optimierung des Algorithmus zur Vorhersage der Starttemperatur der mechanische Analyse auf Basis ergänzender Flash-DSC Untersuchungen und, falls erforderlich, Anpassung des Modells zur Kristallisationskinetik.
- Quantifizierte Analyse des Quetschflusses und der resultierenden Randversteifung bei Einfach- und Mehrfachverarbeitung. Darüber hinaus birgt die gezielte Nutzung von Quetschfluss zum Ausgleich von Toleranzspalten das Potenzial, die Werkzeugfertigung für lokale Wanddickensprünge zu vereinfachen.
- Nutzung von Abkühllehren zur kontrollierten Einflussnahme auf die Gestaltabweichungen mittels Formzwang während der Abkühlung. Diese Maßnahme findet in der Industrie bereits Anwendung, es gilt jedoch geeignete Strategien für deren gezieltere Nutzung zu erarbeiten.
- Untersuchung der Gestaltabweichungen flächiger Strukturen mit Patches, die allseitig von der Grundplatte umschlossen sind.
- Optimierung der thermischen Analyse anhand einer experimentellen Bestimmung der Kontakt-Wärmeübergangskoeffizienten sowie Untersuchungen zur reduzierten Wärmeabfuhr in den Versuchskörpern durch toleranzbedingte Luftspalte.
- Analyse der Gestaltabweichungen für schalenförmige Bauteile mit erhöhter geometrischer Komplexität. Es ist zu erwarten, dass durch die erforderliche Drapierung und das damit steigende Risiko von Faserdislokationen weitere Fragestellung aufgedeckt werden.

Diese Zusammenstellung möglicher zukünftiger Themenstellungen zeigt, dass die zu Beginn aufgezeigten Problemstellungen noch nicht abschließend beantwortet sind. Die Ergebnisse dieser Arbeit liefern dennoch den angestrebten Beitrag zum erweiterten Verständnis der Entstehung, Vorhersage und Bewertung von Gestaltabweichungen in dünnwandigen, lokal verstärkten Gelegelaminaten mit einer teilkristallinen Matrix. So wurden auf Basis der experimentellen Untersuchungen geometrische Kenngrößen abgeleitet, die eine Bewertung der überlagerten Deformationsmoden erlauben. Darüber hinaus konnte gezeigt werden, dass unter Berücksichtigung der abgeleiteten Gestaltungsrichtlinien und -grenzen eine quantitative Abschätzung der Gestaltabweichungen möglich ist. Bauteilauslegern wird somit eine Methodik an die Hand gegeben, die eine Abschätzung der zu erwartenden Gestaltabweichungen mit verhältnismäßig geringem Aufwand ermöglicht.



---

## Literatur

---

1. Neitzel, M. und P. Mitschang: *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*. München: Hanser, 2004. ISBN: 9783446220416.
2. Cherif, C.: *Textile Werkstoffe für den Leichtbau*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2011. ISBN: 9783642179914.
3. Henning, F. und E. Moeller, Hrsg.: *Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung*. München: Hanser, 2011. ISBN: 9783446422674.
4. Gardiner, G.: „Thermoplastic composites: Primary structure?“ *High-Performance Composites* (2011), Bd. (Mai). URL: <http://www.compositesworld.com/articles/thermoplastic-composites-primary-structure>.
5. American Chemistry Council, Hrsg.: *Plastics and Polymer Composites Technology Roadmap for Automotive Markets*. Washington DC, USA, 2014.
6. Red, C.: „The Outlook for Thermoplastics in Aerospace Composites, 2014-2023: Capable of volume production, thermoplastic composites will gain new market share in the aerospace industry.“ *High-Performance Composites* (2014), Bd. (September). URL: <http://www.compositesworld.com/articles/the-outlook-for-thermoplastics-in-aerospace-composites-2014-2023>.
7. Pagliuso, S.: „Warpage, A Nightmare for Composite Parts Producers“. *Progress in science and engineering of composites*. Hrsg. von Hayashi, Tsuyoshi. North-Holland, 1982: S. 1617–1623. ISBN: 0444865411.
8. Zepf, H.-P.: *Faserverbundwerkstoffe mit thermoplastischer Matrix: Hochleistungswerkstoffe für rationelle Verarbeitung*. Bd. 529. Kontakt & Studium. Renningen-Malmsheim: expert-Verlag, 1997. ISBN: 3816913903.
9. Peters, S. T., Hrsg.: *Handbook of Composites*. Second Edition. Boston, USA: Springer US, 1998. ISBN: 9780412540202.
10. Flemming, M., G. Ziegmann und S. Roth, Hrsg.: *Faserverbundbauweisen: Eigenschaften*. Berlin: Springer, 2003. ISBN: 3540006362.
11. Schürmann, H.: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. 2. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer, 2007. ISBN: 9783540721895.
12. Flemming, M., G. Ziegmann und S. Roth, Hrsg.: *Faserverbundbauweisen: Halbzeuge und Bauweisen*. Berlin: Springer, 1996. ISBN: 3540606165.
13. Leichtbau BW GmbH, Hrsg.: *Leichtbau - Trends und Zukunftsmärkte: Und deren Bedeutung für Baden-Württemberg*. Stuttgart, 2014.

14. Lässig, R., M. Eisenhut, A. Mathias, R. Schulte, F. Peters, T. Kühmann, T. Waldmann und W. Begemann: *Serienproduktion von hochfesten Faserverbundbauteilen: Perspektiven für den deutschen Maschinen- und Anlagenbau*. Hrsg. von Roland Berger Strategy Consultants. 2012.
15. JEC Composites, Hrsg.: *Overview of the worldwide composite industry: 2010-2015*. Paris, Frankreich, 2011.
16. Wöginger, A.: *Prozesstechnologien zur Herstellung kontinuierlich faserverstärkter thermoplastischer Halbzeuge*, Diss. Bd. 41. IVW-Schriftenreihe. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2004. ISBN: 3934930379.
17. Long, A. C.: *Design and manufacture of textile composites*. Woodhead Publishing Series in Textiles. Cambridge, England: Woodhead, 2005. ISBN: 9781855737440.
18. Beresheim, G.: *Thermoplast-Tapelegen: Ganzheitliche Prozessanalyse und -entwicklung*, Diss. Bd. 32. IVW-Schriftenreihe. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2002. ISBN: 9783934930285.
19. Coriolis Composites SAS: *Presseunterlagen*. 2015. URL: <http://www.coriolis-composites.com/>.
20. M.Torres Diseños Industriales S.A.U.: *Presseunterlagen*. 2015. URL: <http://www.mtorres.es/en/aeronautics/products/carbon-fiber/torreslayup>.
21. Advani, S. G. und E. M. Sozer: *Process Modeling in Composites Manufacturing*. Second Edition. Bd. 59. Manufacturing engineering and materials processing. Hoboken, USA: CRC Press, 2012. ISBN: 9781420090826.
22. Breuer, U. P.: *Beitrag zur Umformtechnik gewebeverstärkter Thermoplaste*, Diss. Bd. 433. Fortschritt-Berichte VDI Reihe 2, Fertigungstechnik. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1997. ISBN: 3183433028.
23. Bhattacharyya, D.: *Composite sheet forming*. Bd. 11. Composite materials series. Amsterdam, Niederlande: Elsevier, 1997. ISBN: 0444826416.
24. Ye, L., Z.-R. Chen, M. Lu und M. Hou: „De-consolidation and re-consolidation in CF/PPS thermoplastic matrix composites“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2005), Bd. 36(7): S. 915–922.
25. Lenz, R. W. und W. K. Carrington: „Phenylene sulfide polymers. I. Mechanism of the macallum polymerization“. *Journal of Polymer Science* (1959), Bd. 41(138): S. 333–358.
26. Lenz, R. W. und C. E. Handlovits: „Phenylene sulfide polymers. II. Structure of polymers obtained by the Macallum polymerization“. *Journal of Polymer Science* (1960), Bd. 43(141): S. 167–181.
27. Lenz, R. W., C. E. Handlovits und H. A. Smith: „Phenylene sulfide polymers. III. The synthesis of linear polyphenylene sulfide“. *Journal of Polymer Science* (1962), Bd. 58(166): S. 351–367.
28. Becker, R., J. Bussink, P. J. Clarke, H.-R. Dicke und S. Dorf: „Hochleistungskunststoffe: Technische Thermoplaste“. *Kunststoff-Handbuch*. Hrsg. von Becker, R., L. Bottenbruch, R. Binsack, G. W. Becker und D. Braun. Bd. 3/3. München: Hanser, 1994. ISBN: 3446163700.
29. Kemmish, D.: *Practical guide to high performance engineering plastics*. Shrewsbury, England: iSmithers, 2011. ISBN: 9781847355768.

30. Domininghaus, H., P. Elsner, P. Eyerer und T. Hirth, Hrsg.: *Kunststoffe: Eigenschaften und Anwendungen*. 7. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer, 2008. ISBN: 9783540724001.
31. Ticona, Hrsg.: *Processing Fortron: Polyphenylene Sulfide (PPS)*. 1999.
32. Johänning, F.: „Polyphenylensulfid (PPS)“. *Kunststoffe* (2008), Bd. 2008(08): S. 186–188.
33. Spruiell, J. E. und C. J. Janke: *A Review of the Measurement and Development of Crystallinity and its Relation to Properties in Neat Poly(Phenylene Sulfide) and its Fiber Reinforced Composites*. Hrsg. von Oak Ridge National Laboratory (ORNL) - Metals and Ceramics Division. 2004.
34. Celanese - Engineered Materials, Hrsg.: *Fortron PPS (Polyphenylensulfid): Hauptbroschüre*. 2013.
35. Celanese - Engineered Materials, Hrsg.: *Fortron PPS: Allgemeine Produktinformationen*. 2013.
36. Radden, P.: *Celanese Products and Applications for Aerospace: Fortron PPS - The Base Polymer for High-Performance Applications*. 2013.
37. Black, S.: „Thermoplastic composites save weight in rotorcraft aerostructure: This helicopter structure outdoes both metal and thermoset-composite alternatives“. *High-Performance Composites* (2014), Bd. (March). URL: <http://www.compositesworld.com/articles/thermoplastic-composites-save-weight-in-rotorcraft-aerostructure>.
38. Black, S.: „Thermoplastic composites “clip” time, labor on small but crucial parts: Pre-consolidated carbon fiber/PPS and PEEK and automated thermoforming enable six-figure production of connectors for the Airbus A350 XWB“. *Composites World* (2015), Bd. URL: <http://www.compositesworld.com/articles/thermoplastic-composites-clip-time-labor-on-small-but-crucial-parts>.
39. Premium Aerotec GmbH: *Presseunterlagen*. 2015. URL: <http://www.premium-aerotec.com/>.
40. Frick, A. und C. Stern: *DSC-Prüfung in der Anwendung*. München: Hanser, 2006. ISBN: 3446405631.
41. Ehrenstein, G. W., G. Riedel und P. Trawiel: *Thermal analysis of plastics: Theory and practice*. München: Hanser, 2004. ISBN: 3446226737.
42. Mehl, N. A. und L. Rebenfeld: „Effect of melt history on the crystallization kinetics of poly(phenylene sulfide)“. *Polymer Engineering and Science* (1992), Bd. 32(19): S. 1451–1457.
43. Wijskamp, S.: *Shape distortions in composites forming, Diss.* Enschede, Niederlande: University of Twente, 2005. ISBN: 9036521750.
44. Han, P., J. Butterfield, M. Price, A. Murphy und M. Mullan: „Part form prediction methods for carbon fibre reinforced thermoplastic composite materials“. *18th International Conference on Composite Materials*. Hrsg. von International Committee on Composite Materials. Jeju Island, Korea, 2011.
45. McCool, R., A. Murphy, R. Wilson, Z. Jiang, M. Price, J. Butterfield und P. Hornsby: „Thermoforming carbon fibre-reinforced thermoplastic composites“. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications* (2012), Bd. 226(2): S. 91–102.

46. Han, P., J. Butterfield, S. Buchanan, R. McCool, Z. Jiang, M. Price und A. Murphy: „The prediction of process-induced deformation in a thermoplastic composite in support of manufacturing simulation“. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* (2013), Bd. 227(10): S. 1417–1429.
47. Brauner, C., C. Peters, F. Brandwein und A. S. Herrmann: „Analysis of process-induced deformations in thermoplastic composite materials“. *Journal of Composite Materials* (2014), Bd. 48(22): S. 2779–2791.
48. Han, P., J. Butterfield, M. Price, S. Buchanan und A. Murphy: „Experimental investigation of thermoforming carbon fibre-reinforced polyphenylene sulphide composites“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* (2015), Bd. 28(4): S. 529–547.
49. Brady, D. G.: „The crystallinity of poly(phenylene sulfide) and its effect on polymer properties“. *Journal of Applied Polymer Science* (1976), Bd. 20: S. 2541–2551.
50. Zeng, H. und G. Ho: „Investigation on the crystalline morphologies of polyphenylene sulfide and interfacial effect in its fibre composites“. *Angewandte Makromolekulare Chemie* (1984), Bd. 127(1): S. 103–114.
51. Kenny, J. M. und A. Maffezzoli: „Crystallization kinetics of poly(phenylene sulfide) (PPS) and PPS/carbon fiber composites“. *Polymer Engineering and Science* (1991), Bd. 31(8): S. 607–614.
52. Menczel, J. D. und G. L. Collins: „Thermal analysis of poly(phenylene sulfide) polymers. I: Thermal characterization of PPS polymers of different molecular weights“. *Polymer Engineering and Science* (1992), Bd. 32(17): S. 1264–1269.
53. Huo, P. und P. Cebe: „Effects of thermal history on the rigid amorphous phase in poly(phenylene sulfide)“. *Colloid & Polymer Science* (1992), Bd. 270(9): S. 840–852.
54. Desio, G. P. und L. Rebenfeld: „Crystallization of fiber-reinforced poly(phenylene sulfide) composites. I. Experimental studies of crystallization rates and morphology“. *Journal of Applied Polymer Science* (1992), Bd. 44(11): S. 1989–2001.
55. Mehl, N. A. und L. Rebenfeld: „Crystallization kinetics of PPS composites and quantification of fiber nucleation density using a computer simulation“. *Journal of Applied Polymer Science* (1995), Bd. 57(2): S. 187–199.
56. Parlevliet, P., H. E. N. Bersee und A. Beukers: „Residual stresses in thermoplastic composites—A study of the literature—Part I: Formation of residual stresses“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2006), Bd. 37(11): S. 1847–1857.
57. Parlevliet, P., H. E. N. Bersee und A. Beukers: „Residual stresses in thermoplastic composites – a study of the literature. Part III: Effects of thermal residual stresses“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2007), Bd. 38(6): S. 1581–1596.
58. Favre, J. P.: „Residual thermal stresses in fibre reinforced composite materials: A review“. *Journal of the Mechanical Behavior of Materials* (1988), Bd. 1(1): S. 37–53.
59. Månson, J.-A. E. und J. C. Seferis: „Process Simulated Laminate (PSL): A methodology to internal stress characterization in advanced composite materials“. *Journal of Composite Materials* (1992), Bd. 26(3): S. 405–431.
60. Barnes, J. A. und G. E. Byerly: „The formation of residual stresses in laminated thermoplastic composites“. *Composites Science and Technology* (1994), Bd. 51(4): S. 479–494.



61. Nairn, J. A. und P. Zoller: „Matrix solidification and the resulting residual thermal stresses in composites“. *Journal of Materials Science* (1985), Bd. 20(1): S. 355–367.
62. Nairn, J. A. und P. Zoller: „The development of residual thermal stresses in amorphous and semicrystalline thermoplastic matrix composites“. *Toughened Composites* (1987), Bd. (STP937): S. 328–341.
63. Jeronimidis, G. und A. T. Parkyn: „Residual stresses in carbon fibre-thermoplastic matrix laminates“. *Journal of Composite Materials* (1988), Bd. 22(5): S. 401–415.
64. Parlevliet, P.: *Residual strains in thick thermoplastic composites: An experimental approach, Diss.* Bd. 4. Series on the development and application of polymer composites. Delft, Niederlande: Delft University of Technology, 2010. ISBN: 9789461130051.
65. Chapman, T. J., J. W. Gillespie, R. B. Pipes, J.-A. E. Månson und J. C. Seferis: „Prediction of process-induced residual stresses in thermoplastic composites“. *Journal of Composite Materials* (1990), Bd. 24(6): S. 616–643.
66. Peeters, L. J. B., P. C. Powell und L. Warnet: „Thermally-induced shapes of unsymmetric laminates“. *Journal of Composite Materials* (1996), Bd. 30(5): S. 603–626.
67. Li, M. C., J. J. Wu, A. C. Loos und J. Morton: „A plane-strain finite element model for process-induced residual stresses in a graphite/PEEK composite“. *Journal of Composite Materials* (1997), Bd. 31(3): S. 212–243.
68. Cowley, K. D. und P. W. R. Beaumont: „The measurement and prediction of residual stresses in carbon-fibre/polymer composites“. *Composites Science and Technology* (1997), Bd. 57(11): S. 1445–1455.
69. Kim, B.-S., N. Bernet, P. Sunderland und J.-A. E. Månson: „Numerical analysis of the dimensional stability of thermoplastic composites using a thermoviscoelastic approach“. *Journal of Composite Materials* (2002), Bd. 36(20): S. 2389–2403.
70. Lawrence, W. E., J.-A. E. Månson und J. C. Seferis: „Thermal and morphological skin-core effects in processing of thermoplastic composites“. *Composites* (1990), Bd. 21(6): S. 475–480.
71. Pötsch, H. G.: „Prozesssimulation zur Abschätzung von Schwindung und Verzug thermoplastischer Spritzgussteile“. Diss. Aachen: RWTH Aachen, 1991.
72. Sunderland, P., W. Yu und J.-A. E. Månson: „A thermoviscoelastic analysis of process-induced internal stresses in thermoplastic matrix composites“. *Polymer Composites* (2001), Bd. 22(5): S. 579–592.
73. Flanagan, R.: „The dimensional stability of composite laminates and structures“. Diss. Belfast, Nordirland: Queen’s University Belfast, 1997.
74. Jain, L. K. und Y.-W. Mai: „Stresses and deformations induced during manufacturing. Part I: Theoretical analysis of composite cylinders and shells“. *Journal of Composite Materials* (1997), Bd. 31(7): S. 672–695.
75. Jain, L. K., B. G. Lutton, Y.-W. Mai und R. Paton: „Stresses and deformations induced during manufacturing. Part II: A study of the spring-in phenomenon“. *Journal of Composite Materials* (1997), Bd. 31(7): S. 696–719.
76. Radford, D. W. und T. S. Rennick: „Determination of manufacturing distortion in laminated composite components“. *11th International Conference on Composite Materials*. Hrsg. von International Committee on Composite Materials. Gold Coast, Australia, 1997: S. 302–312. ISBN: 1855733494.

77. Jain, L. K., M. Hou, L. Ye und Y.-W. Mai: „Spring-in study of the aileron rib manufactured from advanced thermoplastic composite“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (1998), Bd. 29(8): S. 973–979.
78. Ganley, J. M., A. K. Mawi und S. Huybrechts: „Explaining spring-in in filament wound carbon fiber/epoxy composites“. *Journal of Composite Materials* (2000), Bd. 34(14): S. 1216–1239.
79. Radford, D. W. und T. S. Rennick: „Separating sources of manufacturing distortion in laminated composites“. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* (2000), Bd. 19(8): S. 621–641.
80. Albert, C. I.: „Spring-in of angled thermoset composite laminates“. Masterarbeit. Vancouver, Kanada: University of British Columbia, 2001.
81. Svanberg, J. M.: „Predictions of manufacturing induced shape distortions: high performance thermoset composites“. Diss. Lulea, Schweden: Lulea University of Technology, 2002.
82. Fernlund, G., A. Osooly, A. Poursartip, R. Vaziri, R. Courdji, K. Nelson, P. George, L. Hendrickson und J. Griffith: „Finite element based prediction of process-induced deformation of autoclaved composite structures using 2D process analysis and 3D structural analysis“. *Composite Structures* (2003), Bd. 62(2): S. 223–234.
83. Twigg, G.: „An experimental method for quantifying tool–part shear interaction during composites processing“. *Composites Science and Technology* (2003), Bd. 63(13): S. 1985–2002.
84. Dong, C., C. Zhang, Z. Liang und B. Wang: „Dimension variation prediction for composites with finite element analysis and regression modeling“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2004), Bd. 35(6): S. 735–746.
85. Bapanapalli, S. K. und L. V. Smith: „A linear finite element model to predict processing-induced distortion in FRP laminates“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2005), Bd. 36(12): S. 1666–1674.
86. Arafath, A. R. A.: „Efficient numerical techniques for predicting process-induced stresses and deformations in composite structures“. Diss. University of British Columbia, 2007.
87. Kleineberg, M.: „Präzisionsfertigung komplexer CFK-Profilen am Beispiel Rumpfspant“. Diss. Braunschweig: Deutsches Zentrum Für Luft- und Raumfahrt, 2008.
88. Hou, M.: „Zum Thermoformen und Widerstandsschweißen von Hochleistungsverbundwerkstoffen mit thermoplastischer Matrix“. Diss. Kaiserslautern: Universität Kaiserslautern, 1993.
89. Kollár, L. P.: „Approximate analysis of the temperature induced stresses and deformations of composite shells“. *Journal of Composite Materials* (1994), Bd. 28(5): S. 392–414.
90. Johnston, A. A.: „An Integrated Model of the Development of Process-Induced Deformation in Autoclave Processing of Composite Structures“. Diss. Vancouver, Kanada: University of British Columbia, 1997.
91. Koteswara, M. P.: „Parametric Study of Process-Induced Warpage in Composite Laminates“. Diss. Winnipeg, Kanada: University of Manitoba, 2001.
92. Zahlan, N. und J. M. O’Neill: „Design and fabrication of composite components; the spring-forward phenomenon“. *Composites* (1989), Bd. 20(1): S. 77–81.

93. Robroek, L. M. J.: *The development of rubber forming as a rapid thermoforming technique for continuous fibre reinforced thermoplastic composites: Quality control by process control*, Diss. Delft, Niederlande: Delft University of Technology, 1994. ISBN: 9062759882.
94. Wiersma, H. W., L. J. B. Peeters und R. Akkerman: „Prediction of springforward in continuous-fibre/polymer L-shaped parts“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (1998), Bd. 29(11): S. 1333–1342.
95. Zhu, Q., P. H. Geubelle, M. Li und C. L. Tucker: „Dimensional accuracy of thermoset composites: Simulation of process-induced residual stresses“. *Journal of Composite Materials* (2001), Bd. 35(24): S. 2171–2205.
96. Zhu, Q. und P. H. Geubelle: „Dimensional accuracy of thermoset composites: Shape optimization“. *Journal of Composite Materials* (2002), Bd. 36(6): S. 647–672.
97. Salomi, A., T. Garstka, K. Potter, A. Greco und A. Maffezzoli: „Spring-in angle as molding distortion for thermoplastic matrix composite“. *Composites Science and Technology* (2008), Bd. 68(14): S. 3047–3054.
98. Huang, C. K. und S. Y. Yang: „Warping in advanced composite tools with varying angles and radii“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (1997), Bd. 28(9-10): S. 891–893.
99. Nelson, R. H. und D. S. Cairns: „Prediction of dimensional changes in composite laminates during cure“. *Tomorrow's Materials: Today* (1989), Bd. 34: S. 2397–2410.
100. Barnes, J. A.: „Thermal expansion behaviour of thermoplastic composites“. *Journal of Materials Science* (1993), Bd. 28(18): S. 4974–4982.
101. Ridgard, C.: „Accuracy and distortion of composite parts and tools: causes and solutions“. *Technical Papers-Society of Manufacturing Engineers* (1993), Bd.
102. Radford, D. W.: „Volume fraction gradient induced warpage in curved composite plates“. *Composites Engineering* (1995), Bd. 5(7): S. 923–934.
103. Goetschel, D. B. und D. W. Radford: „Analytical development of through-thickness properties of composite laminates“. *Journal of advanced materials* (1997), Bd. 28(4): S. 37–46.
104. Radford, D. W. und R. J. Diefendorf: „Shape instabilities in composites resulting from laminate anisotropy“. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* (1993), Bd. 12(1): S. 58–75.
105. Zewi, I. G., I. M. Daniel und J. T. Gotro: „Residual stresses and warpage in woven-glass/epoxy laminates“. *Experimental Mechanics* (1987), Bd. 27(1): S. 44–50.
106. White, S. R. und H. T. Hahn: „Process modeling of composite materials: Residual stress development during cure. Part I. Model formulation“. *Journal of Composite Materials* (1992), Bd. 26(16): S. 2402–2422.
107. Albert, C. und G. Fernlund: „Spring-in and warpage of angled composite laminates“. *Composites Science and Technology* (2002), Bd. 62(14): S. 1895–1912.
108. Ersoy, N., T. Garstka, K. Potter, M. R. Wisnom, D. Porter und G. Stringer: „Modelling of the spring-in phenomenon in curved parts made of a thermosetting composite“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2010), Bd. 41(3): S. 410–418.

109. Fernlund, G., N. Rahman, R. Courdji, M. Bresslauer, A. Poursartip, K. Willden und K. Nelson: „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“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2002), Bd. 33(3): S. 341–351.
110. Darrow, D. A. und L. V. Smith: „Isolating components of processing induced warpage in laminated composites“. *Journal of Composite Materials* (2002), Bd. 36(21): S. 2407–2419.
111. Twigg, G., A. Poursartip und G. Fernlund: „Tool–part interaction in composites processing. Part I: Experimental investigation and analytical model“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2004), Bd. 35(1): S. 121–133.
112. Twigg, G., A. Poursartip und G. Fernlund: „Tool–part interaction in composites processing. Part II: Numerical modelling“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2004), Bd. 35(1): S. 135–141.
113. Kappel, E., D. Stefaniak, T. Spröwitz und C. Hühne: „A semi-analytical simulation strategy and its application to warpage of autoclave-processed CFRP parts“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2011), Bd. 42(12): S. 1985–1994.
114. Stefaniak, D., E. Kappel, T. Spröwitz und C. Hühne: „Experimental identification of process parameters inducing warpage of autoclave-processed CFRP parts“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2012), Bd. 43(7): S. 1081–1091.
115. Kappel, E., D. Stefaniak und C. Hühne: „Process distortions in prepreg manufacturing – An experimental study on CFRP L-profiles“. *Composite Structures* (2013), Bd. 106: S. 615–625.
116. Steinle, P.: „Toleranzmanagement für Bauteile aus kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff: Ursachen der geometrischen Streuung, präventive Vorhersagen der Maßhaltigkeit und der Einsatz des Werkstoffes im Rohbau“. Diss. Karlsruhe: Karlsruher Institut für Technologie, 2015.
117. Kappel, E., D. Stefaniak und G. Fernlund: „Predicting process-induced distortions in composite manufacturing – A pheno-numerical simulation strategy“. *Composite Structures* (2015), Bd. 120: S. 98–106.
118. Fukuda, H., K. Takahashi und S. Toda: „Thermal deformation of anti-symmetric laminates at cure“. *10th International Conference on Composite Materials*. Hrsg. von International Committee on Composite Materials. Whistler, Kanada, 1995: S. 141–148. ISBN: 1855732216.
119. Schlecht, M. und K. Schulte: „Advanced calculation of the room-temperature shapes of unsymmetric laminates“. *Journal of Composite Materials* (1999), Bd. 33(16): S. 1472–1490.
120. Ochineru, T. T.: „Deformations of Unsymmetric Composite Panels“. Diss. Blacksburg, USA: Virginia Polytechnic Insititute, 2001.
121. Johnston, A., R. Vaziri und A. Poursartip: „A plane strain model for process-induced deformation of laminated composite structures“. *Journal of Composite Materials* (2001), Bd. 35(16): S. 1435–1469.
122. Hufenbach, W., M. Gude und L. Kroll: „Design of multistable composites for application in adaptive structures“. *Composites Science and Technology* (2002), Bd. 62(16): S. 2201–2207.
123. Hufenbach, W. und M. Gude: „Analysis and optimisation of multistable composites under residual stresses“. *Composite Structures* (2002), Bd. 55(3): S. 319–327.
124. Palerosi, A. C. und de Almeida, S. F. M.: „Curvature Measurements of Non-Symmetric Laminates Using Image Processing“. *15th International Conference on Composite Materials*. Hrsg. von International Committee on Composite Materials. Durban, Südafrika, 2005.

125. Dong, C.: „Modeling the dimensional variations of composites using effective coefficients of thermal expansion“. *Journal of Composite Materials* (2009), Bd. 43(22): S. 2639–2652.
126. Radford, D. W.: „Balancing mechanisms of distortion to yield distortion-free/shape stable composites“. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* (2010), Bd. 29(12): S. 1875–1892.
127. Kappel, E.: „Process Distortions in Composite Manufacturing: From an Experimental Characterization to a Prediction Approach for the Global Scale“. Diss. Magdeburg: Otto-von-Guericke University, 2013.
128. White, S. R. und H. T. Hahn: „Process modeling of composite materials: Residual stress development during cure. Part II. Experimental validation“. *Journal of Composite Materials* (1992), Bd. 26(16): S. 2423–2453.
129. Cho, M., M.-H. Kim, H. S. Choi, C. H. Chung, K.-J. Ahn und Y. S. Eom: „A study on the room-temperature curvature shapes of unsymmetric laminates including slippage effects“. *Journal of Composite Materials* (1998), Bd. 32(5): S. 460–482.
130. Fernlund, G. und A. Poursartip: „The Effect of Tooling Material, Cure Cycle and Tool Surface Finish on Spring-In of Autoclave Processed Curved Composite Parts“. *12th International Conference on Composite Materials*. Hrsg. von International Committee on Composite Materials. Paris, Frankreich, 1999.
131. Radford, D. W., S. Fu, D. Derringer und J. D. Davis: „Measurement of manufacturing distortion in flat composite laminates“. *12th International Conference on Composite Materials*. Hrsg. von International Committee on Composite Materials. Paris, Frankreich, 1999.
132. Wisnom, M. R., M. Gigliotti, N. Ersoy, M. Campbell und K. D. Potter: „Mechanisms generating residual stresses and distortion during manufacture of polymer–matrix composite structures“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2006), Bd. 37(4): S. 522–529.
133. Oliveira, R. de, S. Lavanchy, R. Chatton, D. Costantini, V. Michaud, R. Salathé und J.-A. E. Månson: „Experimental investigation of the effect of the mould thermal expansion on the development of internal stresses during carbon fibre composite processing“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2008), Bd. 39(7): S. 1083–1090.
134. Zeng, X. und J. Raghavan: „Role of tool-part interaction in process-induced warpage of autoclave-manufactured composite structures“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2010), Bd. 41(9): S. 1174–1183.
135. Kaushik, V. und J. Raghavan: „Experimental study of tool–part interaction during autoclave processing of thermoset polymer composite structures“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2010), Bd. 41(9): S. 1210–1218.
136. Kappel, E., D. Stefaniak, D. Holzhüter, C. Hühne und M. Sinapius: „Manufacturing distortions of a CFRP box-structure – A semi-numerical prediction approach“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2013), Bd. 51: S. 89–98.
137. Brauner, C.: *Analysis of process-induced distortions and residual stresses of composite structures*, Diss. Bd. 8. Science Report aus dem Faserinstitut Bremen. Berlin: Logos-Verlag, 2013. ISBN: 9783832535285.
138. Murtagh, A. M., J. J. Lennon und P. J. Mallon: „Surface friction effects related to pressforming of continuous fibre thermoplastic composites“. *Composites Manufacturing* (1995), Bd. 6(3-4): S. 169–175.

139. Berthold, U.: „Beitrag zur Thermoformung gewebeverstärkter Thermoplaste mittels elastischer Stempel“. Diss. Chemnitz: TU Chemnitz, 2001.
140. Vanclooster, K.: *Forming of Multilayered Fabric Reinforced Thermoplastic Composites*, Diss. Löwen, Belgien: KU Leuven, 2009. ISBN: 9789460182235.
141. Chen, Q., P. Boisse, C. H. Park, A. Saouab und J. Bréard: „Intra/inter-ply shear behaviors of continuous fiber reinforced thermoplastic composites in thermoforming processes“. *Composite Structures* (2011), Bd. 93(7): S. 1692–1703.
142. Haanappel, S.: *Forming of UD fibre reinforced thermoplastics: A critical evaluation of intra-ply shear*, Diss. Enschede, Niederlande: University of Twente, 2013. ISBN: ISBN 978-90-365-3501-4.
143. Sachs, U.: *Friction and bending in thermoplastic composites forming processes*, Diss. Enschede, Niederlande: University of Twente, 2014. ISBN: 9789462594838.
144. Barnes, J. A., I. J. Simms, G. J. Farrow, D. Jackson, G. Wostenholm und B. Yates: „Thermal expansion characteristics of PEEK composites“. *Journal of Materials Science* (1991), Bd. 26(8): S. 2259–2271.
145. Bebamzadeh, A.: „Efficient Finite Element Response Sensitivity Analysis and Applications in Composite Manufacturing“. Diss. Vancouver, Kanada: University of British Columbia, 2009.
146. Hyer, M. W.: „Some observations on the cured shape of thin unsymmetric laminates“. *Journal of Composite Materials* (1981), Bd. 15(2): S. 175–194.
147. Hyer, M. W.: „The room-temperature shapes of four-layer unsymmetric cross-ply laminates“. *Journal of Composite Materials* (1982), Bd. 16(4): S. 318–340.
148. Kim, K., H. T. Hahn und R. B. Croman: „The effect of cooling rate on residual stress in a thermoplastic composite“. *Journal of composites technology & research* (1989), Bd. 11(2): S. 47–52.
149. Crasto, A. S. und R. Y. Kim: „On the determination of residual stresses in fiber-reinforced thermoset composites“. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* (1993), Bd. 12(5): S. 545–558.
150. Schlecht, M., K. Schulte und M. W. Hyer: „Advanced calculation of the room-temperature shapes of thin unsymmetric composite laminates“. *Composite Structures* (1995), Bd. 32(1): S. 627–633.
151. Eijpe, M. P. I. M.: „Determination of residual shear stresses in composites by a modified layer-removal method“. *Journal of Materials Science* (1998), Bd. 33(8): S. 2019–2026.
152. Dano, M.-L. und M. W. Hyer: „Thermally-induced deformation behavior of unsymmetric laminates“. *International Journal of Solids and Structures* (1998), Bd. 35(17): S. 2101–2120.
153. Huang, X., J. W. Gillespie und T. Bogetti: „Process induced stress for woven fabric thick section composite structures“. *Composite Structures* (2000), Bd. 49(3): S. 303–312.
154. El-Gizawy, S. A. und Y.-D. Kuan: „Modeling part warpage and residual stresses in resin transfer molding of composites“. *Journal of Manufacturing Processes* (2003), Bd. 5(1): S. 40–45.
155. Schultz, M. R. und M. W. Hyer: „Snap-through of unsymmetric cross-ply laminates using piezoceramic actuators“. *Journal of Intelligent Materials Systems and Structures* (2003), Bd. 14(12): S. 795–814.

156. Hufenbach, W., M. Gude und A. Czulak: „Actor-initiated snap-through of unsymmetric composites with multiple deformation states“. *Journal of Materials Processing Technology* (2006), Bd. 175(1-3): S. 225–230.
157. Keane, M. A., M. B. Mulhern und P. J. Mallon: „Investigation of the effects of varying the processing parameters in diaphragm forming of advanced thermoplastic composite laminates“. *Composites Manufacturing* (1995), Bd. 6(3-4): S. 145–152.
158. Wang, J., D. Kelly und W. Hillier: „Finite element analysis of temperature induced stresses and deformations of polymer composite components“. *Journal of Composite Materials* (2000), Bd. 34(17): S. 1456–1471.
159. Clifford, S., N. Jansson, W. Yu, V. Michaud und J.-A. E. Månson: „Thermoviscoelastic anisotropic analysis of process induced residual stresses and dimensional stability in real polymer matrix composite components“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2006), Bd. 37(4): S. 538–545.
160. Nielsen, M. W.: „Prediction of process induced shape distortions and residual stresses in large fibre reinforced composite laminates: With application to wind turbine blades“. Diss. Technical University of Denmark, 2012.
161. Sweeting, R., X. L. Liu und R. Paton: „Prediction of processing-induced distortion of curved flanged composite laminates“. *Composite Structures* (2002), Bd. 57(1-4): S. 79–84.
162. Chabin, M. und D. Prono: „Correction of manufacturing induced distortions of automotive composite parts with simulation“. *Automotive Composites Conference and Exhibition (ACCE)*. Hrsg. von Society of Plastics Engineers. Novi, USA, 2014.
163. Schlottermoller, M., R. Schledjewski und P. Mitschang: „Influence of process parameters on residual stress in thermoplastic filament-wound parts“. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials Design and Applications* (2004), Bd. 218(2): S. 157–164.
164. Guo, Z., X. Ruan, Y. Peng und D. Li: „Warpage of injection-molded thermoplastics parts: numerical simulation and experimental validation“. *Journal of Materials Engineering and Performance* (2002), Bd. 11(2): S. 138–144.
165. Wang, T.-M., I. M. Daniel und J. T. Gotro: „Thermoviscoelastic analysis of residual stresses and warpage in composite laminates“. *Journal of Composite Materials* (1992), Bd. 26(6): S. 883–899.
166. Nino, G. F., O. K. Bergsma und H. E. N. Bersee: „Evaluation of Intraply Shear in Thermoformed Composite Products“. *15th International Conference on Composite Materials*. Hrsg. von International Committee on Composite Materials. Durban, Südafrika, 2005.
167. Potter, K. D., M. Campbell, C. Langer und M. R. Wisnom: „The generation of geometrical deformations due to tool/part interaction in the manufacture of composite components“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2005), Bd. 36(2): S. 301–308.
168. Wielpütz, M.: *Analyse der Hinterspritztechnik kompakter Dekormaterialien: Analysis of the in-mould lamination process with compact decoration materials*, Diss. 1. Auflage. Bd. 147. IKV-Berichte aus der Kunststoffverarbeitung. Aachen: Verlagsgruppe Mainz GmbH, 2004. ISBN: 3861304872.
169. Zobeiry, N.: „Viscoelastic Constitutive Models for Evaluation of Residual Stresses in Thermoset Composites During Cure“. Diss. Vancouver, Kanada: University of British Columbia, 2006.

170. Kim, K. S. und H. T. Hahn: „Residual stress development during processing of graphite/epoxy composites“. *Composites Science and Technology* (1989), Bd. 36(2): S. 121–132.
171. Timoshenko, S.: „Analysis of bi-metal thermostats“. *Journal of the Optical Society of America* (1925), Bd. 11(3): S. 233.
172. Finite Element Analysis Ltd.: *LUSAS High Precision Moulding*. URL: [http://www.lusas.com/consultancy/composites\\_hpm\\_projects.html](http://www.lusas.com/consultancy/composites_hpm_projects.html).
173. Nakamura, K., T. Watanabe, K. Katayama und T. Amano: „Some aspects of nonisothermal crystallization of polymers. I. Relationship between crystallization temperature, crystallinity, and cooling conditions“. *Journal of Applied Polymer Science* (1972), Bd. 16(5): S. 1077–1091.
174. Nakamura, K., K. Katayama und T. Amano: „Some aspects of nonisothermal crystallization of polymers. II. Consideration of the isokinetic condition“. *Journal of Applied Polymer Science* (1973), Bd. 17(4): S. 1031–1041.
175. Siemens PLM Software: *LMS Samtech Samcef: Mecano*. URL: [https://www.plm.automation.siemens.com/de\\_de/products/lms/samtech/samcef-solver-suite/](https://www.plm.automation.siemens.com/de_de/products/lms/samtech/samcef-solver-suite/).
176. Convergent Manufacturing Technologies: *COMPRO*. URL: <http://www.convergent.ca>.
177. Hubert, P.: „Aspects of Flow and Compaction of Laminated Composite Shapes During Cure“. Diss. Vancouver, Kanada: University of British Columbia, 1996.
178. Dassault Systèmes: *Abaqus*. URL: <http://www.3ds.com/products-services/simulia/products/abaqus/>.
179. Celanese - Engineered Materials, Hrsg.: *Fortron PPS: Produktkurzinformation: Polyphenylensulfid (PPS)*. 2013.
180. Celanese - Engineered Materials, Hrsg.: *Celstran CFR-TP PPS CF60-01 Datenblatt*.
181. Jehrke, M.: *Umformen gewebeverstärkter thermoplastischer Prepregs mit Polypropylen- und Polyamid-Matrix im Pressverfahren: Stamp forming of fabric reinforced thermoplastic prepregs with polypropylene and polyamide matrix*, Diss. 1. Auflage. Bd. 37. Aachener Beiträge zur Kunststoffverarbeitung. Aachen: Verlag der Augustinus-Buchhandlung, 1995. ISBN: 3860734415.
182. FARO Europe GmbH und Co. KG: *Presseunterlagen*. 2015. URL: <http://www.faro.com/>.
183. Dutschke, W. und C. P. Keferstein: *Fertigungsmesstechnik: Praxisorientierte Grundlagen, moderne Messverfahren*. 5. Auflage. Wiesbaden: Teubner, 2005. ISBN: 9783519463221.
184. Weckenmann, A. und B. Gawande: *Koordinatenmesstechnik: Flexible Meßstrategien für Maß, Form und Lage*. 1. Auflage. München: Hanser, 2012. ISBN: 9783446407398.
185. Praun, S. von: *Toleranzanalyse nachgiebiger Baugruppen im Produktentstehungsprozess*, Diss. Bd. 171. Forschungsberichte des iwb. München: Herbert Utz Verlag, 2003. ISBN: 3831602026.
186. Link, T.: „Analyse und Bewertung des Verzugs von lokal verstärkten Gelegelaminaten aus CFPPS“. Masterarbeit. Karlsruhe: Karlsruher Institut für Technologie, 2014.
187. Ehrenstein, G. W.: *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften*. 2. Auflage. München: Hanser, 2006. ISBN: 9783446227163.
188. Mayer, C. B.: *Prozeßanalyse und Modellbildung zur Herstellung gewebeverstärkter, thermoplastischer Halbzeuge*, Diss. Bd. 5. IVW-Schriftenreihe. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2000. ISBN: 9783934930001.



189. Gutowski, T. G., T. Morigaki und C. Zhong: „The consolidation of laminate composites“. *Journal of Composite Materials* (1987), Bd. 21(2): S. 172–188.
190. Gutowski, T. G., Z. Cai, S. Bauer, D. Boucher, J. Kingery und S. Wineman: „Consolidation experiments for laminate composites“. *Journal of Composite Materials* (1987), Bd. 21(7): S. 650–669.
191. Kugler, D. und T. J. Moon: „Identification of the most significant processing parameters on the development of fiber waviness in thin laminates“. *Journal of Composite Materials* (2002), Bd. 36(12): S. 1451–1479.
192. Mettler Toledo AG, Hrsg.: *Flash Dynamische Differenzkalorimetrie*. Schwerzenbach, Schweiz, 2010.
193. Mettler Toledo AG, Hrsg.: *Thermal Analysis: The new Flash DSC 1*. Schwerzenbach, Schweiz, 2010.
194. Mettler Toledo GmbH, Hrsg.: *DSC-Kurven interpretieren: Teil 1: Dynamische Messungen*. Schwerzenbach, Schweiz, 2000.
195. Woelke, R.: „Thermodynamische Eigenschaften semirigider Polmere und deren Anwendung in faseroptischen Detektoren“. Diss. Duisburg: Gerhard-Mercator-Universität Duisburg, 2001.
196. Merziger, G. und T. Wirth: *Repetitorium der höheren Mathematik*. 5. Auflage. Springer: Binomi, 2006. ISBN: 3923923333.
197. Gross, D., W. Hauger, J. Schröder und W. A. Wall: *Technische Mechanik 2: Elastostatik*. 9. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer, 2007. ISBN: 9873540707622.
198. NIST/SEMATECH, Hrsg.: *e-Handbook of Statistical Methods*. 2013. URL: <http://www.itl.nist.gov/div898/handbook/>.
199. Chemieingenieurwesen, VDI-Gesellschaft Verfahrenstechnik und, Hrsg.: *VDI-Wärmeatlas*. 11. Auflage. Berlin: Springer Vieweg, 2013. ISBN: 9783642199806.
200. Schweizer, A., Hrsg.: *Formelsammlung und Berechnungsprogramme für Anlagenbau*. 2015. URL: [http://www.schweizer-fn.de/stoff/wuebergang\\_gase/wuebergang\\_gase.php/](http://www.schweizer-fn.de/stoff/wuebergang_gase/wuebergang_gase.php/).
201. Stewart, W. E. Jr.: „Determination of thermal contact resistance between metals using a pulse technique“. Diss. Rolla, USA: Missouri University of Science and Technology, 1972.
202. Yüncü, H.: „Thermal contact conductance of nominally flat surfaces“. *Heat and Mass Transfer* (2006), Bd. 43(1): S. 1–5.
203. Native Dynamics, Hrsg.: *Thermal Contact Resistance*. 2012. URL: [https://neutrium.net/heat\\_transfer/thermal-contact-resistance/](https://neutrium.net/heat_transfer/thermal-contact-resistance/).
204. Dassault Système, Hrsg.: *Thermischer Kontaktwiderstand: Solidworks Hilfe*. 2012. URL: [https://neutrium.net/heat\\_transfer/thermal-contact-resistance/](https://neutrium.net/heat_transfer/thermal-contact-resistance/).
205. Lewis, D. V. und H. C. Perkins: „Heat transfer at the interface of stainless steel and aluminum—the influence of surface conditions on the directional effect“. *International Journal of Heat and Mass Transfer* (1968), Bd. 11(9): S. 1371–1383.
206. Delaunay, D., P. Le Bot, R. Fulchiron, J. F. Luye und G. Regnier: „Nature of contact between polymer and mold in injection molding. Part I: Influence of a non-perfect thermal contact“. *Polymer Engineering & Science* (2000), Bd. 40(7): S. 1682–1691.

207. Bendada, A., A. Derdouri, M. Lamontagne und Y. Simard: „Analysis of thermal contact resistance between polymer and mold in injection molding“. *Applied Thermal Engineering* (2004), Bd. 24(14-15): S. 2029–2040.
208. Goshawk, J. A., V. P. Navez und R. S. Jones: „Squeezing flow of continuous fibre-reinforced composites“. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics* (1997), Bd. 73(3): S. 327–342.
209. Friedrich, K. und M. Hou: „On stamp forming of curved and flexible geometry components from continuous glass fiber/polypropylene composites“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (1998), Bd. 29(3): S. 217–226.
210. Bersee, H. E. N. und A. Beukers: „Consolidation of thermoplastic composites“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* (2003), Bd. 16(5): S. 433–455.
211. Long, A. C., Hrsg.: *Composites forming technologies*. Cambridge, England: Woodhead, 2007. ISBN: 9781845690335.
212. Ensinger GmbH, Hrsg.: *Technische Kunststoffe - Das Handbuch*. 2015.
213. Highsmith, A. L. und K. L. Reifsnider: „Stiffness-Reduction Mechanisms in Composite Laminates“. *Damage in Composite Materials: Basic Mechanisms, Accumulation, Tolerance, and Characterization*. Hrsg. von Reifsnider, K. L. West Conshohocken, USA: ASTM International, 1982: S. 103–117.
214. Hashin, Z.: „Analysis of cracked laminates: A variational approach“. *Mechanics of Materials* (1985), Bd. 4(2): S. 121–136.
215. Laws, N. und G. J. Dvorak: „Progressive transverse cracking in composite laminates“. *Journal of Composite Materials* (1988), Bd. 22(10): S. 900–916.
216. Nairn, J. A.: „The strain energy release rate of composite microcracking: A variational approach“. *Journal of Composite Materials* (1989), Bd. 23(11): S. 1106–1129.
217. Lim, S. G. und C. S. Hong: „Prediction of transverse cracking and stiffness reduction in cross-ply laminated composites“. *Journal of Composite Materials* (1989), Bd. 23(7): S. 695–713.
218. McCartney, L. N.: „Predicting transverse crack formation in cross-ply laminates“. *Composites Science and Technology* (1998), Bd. 58(7): S. 1069–1081.
219. McCartney, L. N., G. A. Schoeppner und W. Becker: „Comparison of models for transverse ply cracks in composite laminates“. *Composites Science and Technology* (2000), Bd. 60(12): S. 2347–2359.
220. Joffe, R. und J. Varna: „Analytical modeling of stiffness reduction in symmetric and balanced laminates due to cracks in 90° layers“. *Composites Science and Technology* (1999), Bd. 59(11): S. 1641–1652.
221. Nairn, J. A.: „Analytical fracture mechanics analysis of the pull-out test including the effects of friction and thermal stresses“. *Advanced Composites Letters* (2000), Bd. 9(6): S. 373–383.
222. Flaggs, D. L. und M. H. Kural: „Experimental determination of the in situ transverse lamina strength in graphite/epoxy laminates“. *Journal of Composite Materials* (1982), Bd. 16(2): S. 103–116.
223. Huang, X., J. W. Gillespie und R. F. Eduljee: „Matrix cracking of high-performance composite laminates with variation of laminate stacking sequence and testing temperature“. *Journal of composites technology & research* (1997), Bd. 19(3): S. 142–151.

224. Groves, S. E., C. E. Harris, A. L. Highsmith, D. H. Allen und R. G. Norvell: „An experimental and analytical treatment of matrix cracking in cross-ply laminates: Experimental Mechanics“. *Experimental Mechanics* (1987), Bd. 27(1): S. 73–79.
225. Lee, J.-W. und I. M. Daniel: „Progressive transverse cracking of crossply composite laminates“. *Journal of Composite Materials* (1990), Bd. 24(11): S. 1225–1243.
226. Warnet, L. L.: *On the effect of residual stresses on the transverse cracking in cross-ply carbon-polyetherimide laminates*, Diss. Enschede, Niederlande: University of Twente, 2000. ISBN: 9789036514224.
227. Nakamura, K., T. Watanabe, T. Amano und K. Katayama: „Some aspects of nonisothermal crystallization of polymers. III. Crystallization during melt spinning“. *Journal of Applied Polymer Science* (1974), Bd. 18(2): S. 615–623.
228. Dassault Systèmes, Hrsg.: *Abaqus/CAE User's Guide: 17.6.1 Verifying your mesh*. 2014.
229. Osswald, T. A. und G. Menges: *Materials Science of Polymers for Engineers*. Third Edition. München: Hanser, 2012. ISBN: 9781569905142.
230. Larsen, D., Hrsg.: *UCDavis ChemWiki*. Davis, USA: University of California. URL: [http://chemwiki.ucdavis.edu/Core/Physical\\_Chemistry/Kinetics/Modeling\\_Reaction\\_Kinetics/Temperature\\_Dependence\\_of\\_Reaction\\_Rates/The\\_Arrhenius\\_Law/Arrhenius\\_Equation](http://chemwiki.ucdavis.edu/Core/Physical_Chemistry/Kinetics/Modeling_Reaction_Kinetics/Temperature_Dependence_of_Reaction_Rates/The_Arrhenius_Law/Arrhenius_Equation).
231. Gleich GmbH, Hrsg.: *EN AW 5754 Datenblatt*. 2015.
232. viZaar AG, Hrsg.: *Emissionsgrad-Tabelle*. 2015. URL: <http://www.thermografie-xtra.de/>.
233. Abrams Engineering Services GmbH & Co. KG, Hrsg.: *Abrams Premium 1.2311 Datenblatt*. 2015.
234. Hasco Hasenclever GmbH, Hrsg.: *Hasco Werkzeugstahl 1.2311 Datenblatt*. 2015.



---

## Abbildungsverzeichnis

---

1.1	Übersicht der Kapitel dieser Arbeit sowie ihrer inhaltlichen Schwerpunkte . . . . .	4
2.1	Endkonturnahes Gelege mit profilierter Wandstärke, hergestellt aus UD-Tape . . .	7
2.2	Tapelegesysteme zur Herstellung schalenförmiger Bauteile aus duromeren oder thermoplastischen UD-Prepregs . . . . .	7
2.3	Schematische Darstellung einer typischen Prozesskette zur Verarbeitung von Gelegen aus UD-Tape . . . . .	8
2.4	Schematische Darstellung der Formgebung thermoplastischer Laminat im Stempelumformverfahren (CFRTP - engl.: continuous-fiber-reinforced thermoplastics) .	9
2.5	Idealisierte Strukturformel von Polyphenylensulfid (PPS) . . . . .	10
2.6	Halteclip, hergestellt aus endlosfaserverstärkten PPS-Halbzeugen, und Zusammenbau in der Rumpfschale eines A350-XWB [39] . . . . .	11
2.7	Untersuchungsergebnisse von Brady zur Kristallisation von vernetztem PPS als Funktion der Werkzeugtemperatur [49] . . . . .	13
2.8	Schematische Darstellung mikromechanischer Eigenspannungen nach [64] grün: Schwindung der Matrix weiß: Zugeigenspannungen schwarz: Druckeigenspannungen	15
2.9	Schematische Darstellung makromechanischer und globaler Eigenspannungen a, b) Makromechanische Eigenspannungen in symmetrischen (a) und asymmetrischen (b) Laminaten; Darstellung nach [64] c) Globale Eigenspannungen („skin-core-stresses“); Darstellung nach [59] . . . . .	15
2.10	Entstehung des Spring-in $\Delta\theta$ im Radius eines V-Profiles, bedingt durch das anisotrope Dehnungsverhalten eines Laminatwerkstoffs; Darstellung nach [77] . . . . .	17
2.11	Illustration unterschiedlicher Arten des Verzugs als Gestaltabweichung endlosfaserverstärkter Laminat in der Ebene . . . . .	17
2.12	Exemplarischer Versuchsaufbau zur Laminatherstellung im Autoklaven . . . . .	23
3.1	Versuchskörper mit lokalem Verstärkungspatch Links: Prozessstufe 1 Rechts: Prozessstufe 2 . . . . .	36
3.2	Schematischer Querschnitt eines G1P3 und G1P1 Versuchskörpers G1P3: lokal unausgeglichener, asymmetrischer Lagenaufbau G1P1: vollständig ausgeglichener, symmetrischer Lagenaufbau . . . . .	38
3.3	Herstellung lokal gehefteter Gelege aus thermoplastischen UD-Tapes auf Basis des Thermoplast-Tapelegens . . . . .	39
3.4	HTP-Prozess zur Konsolidierung von lokal verstärkten Gelegen in Prozessstufe 1 .	39
3.5	Illustration der Anordnung von Aluminium-Transferblechen und Gelegen in PS1 .	40
3.6	Plattenwerkzeug mit dreiseitiger Tauchkante und integrierten Blechfedern zur Vermeidung der inhomogenen Abkühlung der Versuchskörper . . . . .	41

3.7	Prozessablauf bei der Herstellung der V-Profile in Prozessstufe 2 . . . . .	42
3.8	Illustration des Aluminium-Winkels für den Transfer der Lamine in PS2 . . . . .	42
3.9	Illustration zur gravitationsinduzierten Umformung während der Heizphase von PS2	43
3.10	Explosionsansicht von Presswerkzeug, Transferblech und Versuchskörper in PS2 .	44
3.11	Gelenkarm-Koordinatenmessgerät mit integriertem Laser-Lichtschnittsensor [182] .	45
3.12	Vorrichtung zur Aufnahme der Versuchskörper während der Gestalterfassung; die Gestaltung entspricht dem erweiterten 3-2-1 Prinzip zur statisch bestimmten Ausrichtung dreidimensionaler, starrer Körper . . . . .	46
3.13	Definition der Bauteilränder sowie der zugehörigen Prüfpunktereihen auf der CAD- Sollgeometrie KSL / KSM / KSR: Kurze Seite Links/Mitte/Rechts LSM: Lange Seite Mitte . . . . .	47
3.14	Übergeordnetes Ablaufschema des Simulationsmodells zur Vorhersage des Abkühl- verhaltens und der Gestaltabweichungen der Versuchskörper . . . . .	47
3.15	Ablaufschema der thermischen Analyse zur Definition der Starttemperatur der mechanischen Analyse . . . . .	48
3.16	Berechneter Temperaturverlauf der Presswerkzeuge auf Basis der Vorlauftemperatur $T_{\text{Vorlauf}}$ und Werkzeugoberflächentemperatur $T_{\text{wzg}}$ . . . . .	49
4.1	Positionen der Thermoelemente innerhalb der Gelege für die Versuche 1 bis 3 (v.l.n.r)	54
4.2	Vergleich der Temperaturverläufe bei der Konsolidierung eines PS1 Versuchskörpers mit $T_0$ und $T_2$ . . . . .	55
4.3	Temperaturverlauf im Ofeninnenraum während der Herstellung einer Serie von PS2 Versuchskörpern . . . . .	56
4.4	Vergleich der Temperaturverläufe in PS 2 für die Werkzeugtemperaturen $T_1$ , $T_2$ und $T_3$ ; für jeden Versuch wird das Thermoelement mit maximaler und minimaler Temperatur dargestellt . . . . .	56
4.5	Abkühlung der Versuchskörper an Luft, dargestellt für die Entformungstemperatu- ren von $T_1$ bis $T_3$ . . . . .	57
4.6	Temperaturverteilung über den Plattenquerschnitt eines Laminats bei der Verarbei- tung mit Werkzeugtemperatur $T_2$ ; jede der Kurven repräsentiert einen Zeitpunkt $t$ während des Abkühlvorgangs . . . . .	58
4.7	Zeitlicher Verlauf der Gestaltänderung im Anschluss an die Entformung Prozessstufe 1: G1P3; Prozessstufe 2: G2P5 . . . . .	59
4.8	Variierende Gratbildung an Grundplatten von PS1 Versuchskörpern durch Quetsch- fluss der Kernschichten . . . . .	60
4.9	Messstellen der Laminatdicke bei Versuchskörpern in PS1 und PS2, sowie deren Segmentierung . . . . .	61
4.10	Konturdiagramme der Prozessstufe 1: Wandstärke $t_G$ und $t_{GP}$ in Abhängigkeit des Pressdrucks $p$ und der Werkzeugtemperatur $T$ . . . . .	62
4.11	Einfluss der Toleranz von Nuttiefe und Patchdicke auf den sich einstellenden Quetschfluss eines G1P3 Versuchskörpers; rot hervorgehoben ist der jeweilige Toleranzspalt, der sich für eine Übermaß (links) respektive Untermaß (rechts) der Nut einstellt . . . . .	62
4.12	Schematische Darstellung einer Schiefstellung des Patch P auf der Grundplatte G, bedingt durch eine fehlerhafte Positionierung . . . . .	63
4.13	Vergleich eines durch Quetschfluss gefüllten Toleranzspalts zwischen Patchrand und Transferblechnut; Links G1P2, Rechts G2P6 . . . . .	64

4.14	Vergleich des Faserbeulens zwischen Innen- und Außenradius eines G1P3 Versuchskörpers der Prozessstufe 2 . . . . .	65
4.15	Exemplarisches Erscheinungsbild der Risstypen 1 und 2 . . . . .	65
4.16	Mittlerer Typ1 Rissabstand für die verschiedenen Laminatkonfigurationen der Prozessstufe 1 (ohne Segment 2) . . . . .	66
4.17	Dreidimensionales Konturdiagramm des Typ1 Rissabstands auf Basis des statistischen Modells für die Prozessparametervariation bei G1P3 . . . . .	67
4.18	Mittlerer Rissabstand der Laminatkonfigurationen in Prozessstufe 2 (nur Segment 2)	67
4.19	TGA-Messkurve des Tapematerials im Lieferzustand; die Messung erfolgte unter Sauerstoffatmosphäre . . . . .	69
4.20	DSC-Messungen der Materialien im Lieferzustand, als Referenz für die Bewertung des initialen Kristallinitätsgrades . . . . .	70
4.21	Erster Aufheizzyklus exemplarischer DSC-Messungen aus Untersuchung 2; um eine überlappungsfreie Darstellung zu ermöglichen, werden die jeweiligen Kurvenverläufe auf der Ordinate parallelverschoben . . . . .	72
4.22	Vergleich des Erscheinungsbilds einer „amorphen“ ( $T0$ ) und teilkristallinen ( $T2$ ) Matrixsubstanzprobe mit Bezug zu den Untersuchungen von [49] . . . . .	73
4.23	Kühlzyklen der U3.1-Messungen für CF/PPS als Basis für die Beschreibung der Kristallisationskinetik; $\Delta T_{pc}$ illustriert die resultierende Verschiebung des Kristallisationspeakwerts $T_{pc}$ als Funktion der Abkühlrate $K$ . . . . .	73
4.24	Grafische Darstellung der aus der Kinetikmodellierung resultierenden Ergebnisse .	74
4.25	Ergebnisse der Flash-DSC Messungen für unverstärktes PPS zur Bewertung der Bildung kristalliner Anteile bei der Abkühlung mit hohen Abkühlraten $K$ . . . . .	75
4.26	Messergebnisse der linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten für $0^\circ$ und $90^\circ$ Faserorientierung einer UD-Einzelschicht; rot dargestellt sind die zugehörige Approximationen der Messdaten, die im Simulationsmodell der mechanischen Analyse hinterlegt sind . . . . .	76
4.27	Temperaturabhängige Modulverläufe von CF/PPS; die Messwerte des unverstärkten PPS dienen zu Vergleichszwecken, um den Trend der Kurvenverläufe für $E_{22}$ sowie $G_{12}$ zu bestätigen; $E_{PPS}^*$ bezeichnet die linear interpolierten Zwischenwert der Messpunkte . . . . .	77
4.28	Überlagerung der Temperaturverläufe von T0 bis T3 in der Pressphase . . . . .	78
4.29	Grundarten der Gestaltabweichungen a) Verdrillung entlang der x-Achse (Torison) b) Krümmung entlang der x-Achse (Längsverzug) c) Krümmung entlang der y-Achse (Querverzug) . . . . .	80
4.30	Gesamtheitlicher Überblick der Deformationsmoden für die Versuchskörper der Prozessstufe 1 . . . . .	81
4.31	Gesamtheitlicher Überblick der Deformationsmoden für die Versuchskörper der Prozessstufe 2 . . . . .	82
4.32	Illustration zur Bewertung des Verzug der kurzen ( $h_{KS}$ ) und langen ( $h_{LSM}$ ) Seite, des Schnittwinkels $\alpha_{KS}$ sowie der Patchkrümmung $\kappa_{KS}$ . . . . .	83
4.33	Überlagerung der Prüfpunktereihen KSL und KSR eines exemplarischen G2P3 Versuchskörpers zur Veranschaulichung der Berechnung der Verdrillung $\gamma$ . . . . .	85
4.34	Formfaktor $\Omega_{KS}$ eines exemplarischen G2P3 Versuchskörpers zur neutralen Bewertung des Querschnitts der kurzen Ränder . . . . .	85
4.35	Unterschiede in der Ermittlung des Spring-in von Winkelprofilen, basierend auf einem G2P6-Versuchskörper . . . . .	86
4.36	Querverzug $h_{KS}$ in G-Sortierung für Prozessstufe 1 . . . . .	88

4.37	Illustration zur Modellvorstellung des Einflusses der Faserorientierungen von G und P auf den resultierenden Querverzug $h_{KS}$ . . . . .	89
4.38	Vergleichende Illustration der Randbedingungen für die Einspannsituation eines idealisierten, freigeschnittenen Volumens bei KSM und KSL/KSR, sowie ihre Auswirkung auf den Querverzug . . . . .	89
4.39	Querverzug $h_{KS}$ in G-Sortierung für Prozessstufe 2 . . . . .	90
4.40	Längsverzugs $h_{LSM}$ für die Prozessstufen 1 und 2 . . . . .	91
4.41	Behinderung der thermischen Dehnung der 90° Decklagen in Segment s2 eines G2P3 Versuchskörpers durch die angrenzenden 0° Patchlagen . . . . .	92
4.42	Kombinierte Darstellung von $h_{LSM}$ über $h_{KSM}$ ; eine Clusterung der Ergebnisse ist abhängig von der Laminatkonfiguration möglich (1) G1P1, G1P2, G1P7, G2P1, G2P2, G2P7 (2) G1P4, G2P3, G2P4 (3) G1P5, G1P6 (4) G1P3, G2P5, G2P6 . . . . .	93
4.43	Schnittwinkel $\alpha_{KS}$ in G-Sortierung . . . . .	93
4.44	Querkrümmung des Patches $\kappa_{KS}$ in G-Sortierung . . . . .	94
4.45	Kombinierte Darstellung von $\alpha_{KS}$ über $\kappa_{KS}$ für Prozessstufe 1; eine Abweichung von der Gerade entspricht einer Abweichung vom formalen Zusammenhang der Gleichung (4.13); zu beachten ist die unterschiedliche Skalierung der beiden Grafiken, die zu Gunsten der Übersichtlichkeit nicht einheitlich gewählt ist . . . . .	95
4.46	Kombinierte Darstellung von $\alpha_{KS}$ über $\kappa_{KS}$ für Prozessstufe 2; eine Abweichung von der Gerade entspricht einer Abweichung vom formalen Zusammenhang aus Gleichung (4.13); zu beachten ist die unterschiedliche Skalierung der beiden Grafiken, die zu Gunsten der Übersichtlichkeit nicht einheitlich gewählt ist . . . . .	96
4.47	Formfaktor $\Omega_{KS}$ in G-Sortierung für Prozessstufe 1 . . . . .	97
4.48	Verdrillung $\gamma$ in G-Sortierung . . . . .	97
4.49	Spring-in $\theta$ für die Prozessstufen 1 und 2 . . . . .	98
4.50	Spring-in $\theta$ als Funktion des Längsverzugs $h_{LSM}$ . . . . .	99
4.51	Querverzug $h_{KS, G1P3}$ für Prozessstufe 1 . . . . .	100
4.52	Haupteinflussgrößen zur quadratischen Abhängigkeit von $h_{KS}$ gegenüber $T$ (95 % Konfidenzintervall) . . . . .	100
4.53	Querverzugs $h_{KS, G1P3}$ für Prozessstufe 2; die Angabe pxTy vereint die PS1 Parametervariationen, die jeweils unter der PS2 Parameterkombination zusammengefasst sind . . . . .	101
4.54	Vergleich der Messdaten und der Modellvorhersage für $h_{KS}$ in Prozessstufe 2 . . . . .	102
4.55	Längsverzugs $h_{LSM, G1P3}$ in T-Sortierung . . . . .	102
4.56	Vergleich der Messdaten und der Modellvorhersage für $h_{LSM, G1P3}$ in Prozessstufe 2 . . . . .	103
4.57	Kombinierte Darstellung von $h_{KSM}$ über $h_{LSM}$ ; eine Clusterung der Ergebnisse ist abhängig von der Werkzeugtemperatur möglich . . . . .	103
4.58	Schnittwinkel $\alpha_{KS}$ in T-Sortierung . . . . .	104
4.59	Patch-Querkrümmung $\kappa_{KS}$ in T-Sortierung . . . . .	104
4.60	Illustration unterschiedlicher Patchkrümmungen $\kappa_{KS}$ und ihrer korrespondierenden Radien $R$ . . . . .	105
4.61	Kombinierte Darstellung von $\alpha_{KS}$ über $\kappa_{KS}$ ; eine Abweichung von der Gerade entspricht einer Abweichung vom formalen Zusammenhang aus Gleichung (4.13); zu beachten ist die unterschiedliche Skalierung der beiden Grafiken, die zu Gunsten der Übersichtlichkeit nicht einheitlich gewählt ist . . . . .	105
4.62	Formfaktor $\Omega_{KS}$ für Prozessstufe 1 . . . . .	106
4.63	Geometrische Bedeutung der Gleichungen (4.14) bis (4.19) mit Bezug zu einer Änderung von $\Omega_{KS, G1P3}$ in Prozessstufe 1 . . . . .	107



4.64	Mittels statistischer Versuchsplanung ermittelter Einfluss der Prozessparameter $p$ und $T$ auf $\Omega_{\text{KS}, \text{G1P3}}$ in Prozessstufe 1 . . . . .	108
4.65	Wechselwirkung der Prozessparameter $p$ und $T$ in Bezug auf die Ausprägung von $\Omega_{\text{K}, \text{G1P3}}$ in Prozessstufe 1 . . . . .	108
4.66	Formfaktor $\Omega_{\text{KS}, \text{G1P3}}$ für Prozessstufe 2 . . . . .	109
4.67	Vergleich der Messdaten und der Modellvorhersage für $\Omega_{\text{KS}}$ in Prozessstufe 2 . . . . .	109
4.68	Verdrillung $\gamma$ in T-Sortierung . . . . .	110
4.69	Spring-in $\theta$ für Prozessstufe 2 . . . . .	111
4.70	Vergleich der Messdaten und Modellvorhersage für $\theta$ in Prozessstufe 2 . . . . .	111
4.71	Spring-in $\theta$ als Funktion des Längsverzugs $h_{\text{LSM}}$ . . . . .	112
4.72	Messstellen zur Bewertung der Änderung der Kenngröße $h_{\text{KS}}$ durch Tempern . . . . .	113
4.73	Getemperte (n.T.) und ungetemperte Werte von $h_{\text{KS}}$ für Prozessstufe 1 . . . . .	114
4.74	Vergleich verschiedener Modellierungskonzepte zur Berücksichtigung des Einflusses der Presswerkzeugmasse und -temperierung in der Simulation; das Beispiel beruht auf dem Verpressen von PS2 Versuchskörpern mit der Werkzeugtemperatur $T2$ Variante 1: konstante, unveränderliche Werkzeugtemperatur Variante 2: konstante Anfangstemperatur des Presswerkzeugs; eine Temperaturänderung durch Wärmeübertragung ist möglich Variante 3: Modellierung des Presswerkzeugs gemäß Abschnitt 3.4.1, ohne Berücksichtigung der Werkzeugtemperierung Variante 4: Modellierung des Presswerkzeugs gemäß Abschnitt 3.4.1 . . . . .	116
4.75	Einfluss einer Variation der $h_{\text{kond}}$ -Werte für die Werkstoffpaarungen in PS1 und PS2 auf das Ergebnis der Abkühlsimulation für Werkzeugtemperatur $T2$ . . . . .	118
4.76	Vergleich von Simulation und Experiment für die Konsolidierung von Versuchskörpern in Prozessstufe 1 mit den Werkzeugtemperaturen $T0$ und $T2$ ; Gestrichelte Linien repräsentieren die Thermoelemente TE2 bis TE5 . . . . .	119
4.77	Vergleich von Simulation und Experiment für die Umformung von Versuchskörpern in Prozessstufe 2 mit den Werkzeugtemperaturen $T1$ , $T2$ und $T3$ ; Gestrichelte Linien repräsentieren die Thermoelemente TE2 bis TE5 Oben: Überblick über den Gesamtprozess Unten: Detaildarstellung der Prozessphasen Transfer und Pressen . . . . .	119
4.78	Programmablaufplan zur Definition der Starttemperatur für die mechanische Analyse auf Basis der thermischen Analyse; $T_c$ steht an dieser Stelle für die Kristallisationstemperatur bei $K = 10 \text{ K/min}$ , die eine Obergrenze definiert oberhalb derer nicht mit der Ausbildung kristalliner Bereiche zu rechnen ist . . . . .	121
4.79	Normierte Darstellung des Einflusses von Elementtyp und -größe auf das Ergebnis der mechanischen Analyse; die Normierung erfolgt auf die Variante C3D20-f-gnl, wobei die Kenngrößen $h_{\text{KSM}, \text{G1P3}}$ und $h_{\text{LSM}, \text{G2P6}}$ als Bewertungsgrundlage dienen . . . . .	123
4.80	Vergleich von Simulation und Experiment der Kenngröße $h_{\text{KS}}$ in G-Sortierung . . . . .	124
4.81	Kombinierter Vergleich von Simulation und Experiment der Kenngröße $h_{\text{LSM}}$ für die Prozessstufen 1 und 2 . . . . .	125
4.82	Kombinierte Darstellung der Simulationsergebnisse von $\alpha_{\text{KS}}$ über $\kappa_{\text{KS}}$ für Prozessstufe 1; Die Ergebnisse beruhen auf der Starttemperatur $T_{\text{entf}}$ ; eine Abweichung von der Gerade entspricht einer Abweichung vom formalen Zusammenhang aus Gleichung (4.13); zu beachten ist die unterschiedliche Skalierung der beiden Grafiken, die zu Gunsten der Übersichtlichkeit nicht einheitlich gewählt ist. . . . .	126
4.83	Vergleich von Simulation und Experiment der Kenngröße $\theta$ für Prozessstufe 2 . . . . .	127
4.84	Vergleich von Simulation und Experiment der G1P3-Kenngrößen $h_{\text{KS}}$ und $h_{\text{LSM}}$ für eine Variation der Werkzeugtemperatur $T$ . . . . .	128

5.1	Unterschiede des Quetschflusses eines G1P3 Versuchskörpers an den Rändern KSL und KSR in Prozessstufe 1; die Unterschiede der Kenngrößen für KSL und KSR entstehen als Ergebnis der an KSR angrenzenden Tauchkante des Plattenwerkzeugs Oben: Freie Ausbreitung bei KSL    Unten: Blockierte Ausbreitung bei KSR . . . . .	132
5.2	Exemplarische Darstellung der variierenden thermischen Dehnungen in den Kontaktflächen von Laminat, Transferblech und Formwerkzeug; der Term $\varepsilon_{th,cfk}$ steht darin stellvertretend für die 90° orientierten Decklagen einer G2 Grundplatte . . . . .	133
5.3	Scandatenauswertung zum Nachweise der überhöhten Verformung einer Ecke des Versuchskörpers durch die Einwirkung einer Hebelkraft während dessen Entformung	135
5.4	Fehlerhafte globale Faserorientierung eines PS2-Versuchskörpers durch ein Verfehlen der Nut des Transferblechs . . . . .	137
5.5	Querverzug $h_{KS}$ der G1P3 Versuchskörper für Prozessstufe 2 . . . . .	138
5.6	Überblick der Verdrehung $\gamma$ in Prozessstufe 1 für die verschiedenen Laminatkonfigurationen in P-Sortierung; ergänzend zu Abschnitt 4.3.4 sind G1- und G2-Grundplatten ohne lokalen Verstärkungspatch aufgetragen, um einen Vergleich zu Grundplatten ohne Patch zu ziehen . . . . .	140
5.7	Definition des Schenkelabstands $d_s$ zur Bewertung der Gestaltänderung der PS2-Versuchskörper als Funktion der Zeit . . . . .	142
5.8	Zeitlicher Verlauf von $h_{KSM}$ (G1P3) sowie $h_{LSM}$ (G2P5, G2P6) für Prozessstufe 1; die Aufzeichnungen starteten direkt im Anschluss an die Entformung und dienen dem Nachweis des Einflusses der Rissbildung auf die Gestaltabweichungen . . . . .	142
5.9	Rissdichte eines G2P6 Versuchskörpers zu verschiedenen Zeitpunkten . . . . .	142
5.10	Zeitlicher Verlauf des Schenkelabstands $d_s$ für Prozessstufe 2; die Aufzeichnungen starteten direkt im Anschluss an die Entformung und dienen dem Nachweis des Einflusses der Rissbildung auf die Gestaltabweichungen . . . . .	143
5.11	Interpolation von $T_{pc}$ als Funktion der Abkühlrate $K$ ; es werden drei Kurvenverläufe dargestellt: a) auf Basis der Kristallisationskinetik nach Avrami-Erofeev b) auf Basis der oberen und unteren Schranke des Kristallisationspeakbereichs der Flash-DSC Messung aus U3.2 für $K = 1000$ K/min . . . . .	147
C.1	Übersicht der Kapitel dieser Arbeit sowie ihrer inhaltlichen Schwerpunkte . . . . .	189
C.2	Versuchskörper mit lokalem Verstärkungspatch Links: Prozessstufe 1    Rechts: Prozessstufe 2 . . . . .	190
C.3	Definition der Bauteilränder sowie der zugehörigen Prüfpunktereihen auf der CAD-Sollgeometrie KSL / KSM / KSR: Kurze Seite Links/Mitte/Rechts LSM: Lange Seite Mitte . . . . .	190
C.4	Messstellen der Laminatdicke bei Versuchskörpern in PS1 und PS2, sowie deren Segmentierung . . . . .	190
C.5	Nomenklatur der Versuchskörperbezeichnung . . . . .	191
C.6	Prozessstufe 1: HTP-Prozess zur Konsolidierung von lokal verstärkten Gelegen . . . . .	192
C.7	Prozessstufe 2: Prozessablauf bei der Herstellung der V-Profile . . . . .	192
C.8	Positionen der Thermolemente innerhalb der Gelege für die Versuche 1 bis 3 (v.l.n.r.)	192
C.9	Übergeordnetes Ablaufschema des Simulationsmodells zur Vorhersage des Abkühlverhaltens und der Gestaltabweichungen der Versuchskörper . . . . .	193
C.10	Ablaufschema der thermischen Analyse zur Vorhersage des Abkühlverhaltens der Versuchskörper . . . . .	193
C.11	Berechneter $T_2$ -Temperaturverlauf der Presswerkzeuge auf Basis der Vorlauftemperatur $T_{Vorlauf}$ und Werkzeugoberflächentemperatur $T_{Wzg}$ . . . . .	193

---

C.12	Programmablaufplan zur Definition der Starttemperatur für die mechanische Analyse auf Basis der thermischen Analyse; $T_c$ steht an dieser Stelle für die Kristallisationstemperatur bei $K = 10 \text{ K/min}$ , die eine Obergrenze definiert oberhalb derer nicht mit der Ausbildung kristalliner Bereiche zu rechnen ist . . . . .	194
C.13	Grundarten der Gestaltabweichungen a) Verdrillung entlang der x-Achse (Torison) b) Krümmung entlang der x-Achse (Längsverzug) c) Krümmung entlang der y-Achse (Querverzug) . . . . .	195
C.14	Gesamtheitlicher Überblick der Deformationsmoden für die Versuchskörper der Prozessstufe 1 . . . . .	195
C.15	Gesamtheitlicher Überblick der Deformationsmoden für die Versuchskörper der Prozessstufe 2 . . . . .	196



---

## Tabellenverzeichnis

---

2.1	Prozessparameter für die Verarbeitung endlosfaserverstärkter PPS-Halbzeuge in [43–48] . . . . .	11
2.2	Übersicht verschiedener Probekörpergeometrien, die in der Literatur zur Analyse von Gestaltabweichungen kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe beschrieben sind	26
2.3	Übersicht verschiedener Bewertungsmethoden, die in der Literatur zur Analyse von Gestaltabweichungen kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe beschrieben sind .	27
3.1	Eigenschaften der untersuchten PPS Matrix und der faserverstärkten UD-Tapes gemäß Datenblättern des Herstellers [179, 180] . . . . .	36
3.2	Übersicht der Variantenvielfalt für die Lagenaufbauten der Grundplatten G und Patches P . . . . .	38
4.1	Definition der Prozessparameter der Prozessstufen 1 und 2 . . . . .	52
4.2	Vergleich der Wandstärken $t_G$ von G1 und G2 Grundplatten mit und ohne Patch .	61
4.3	Vergleich der Wandstärken von G1P3 Versuchskörperen, die als Teil des statistischen Versuchsplans ermittelt wurden (76 Platten ausgewertet) . . . . .	61
4.4	Parameter der Zyklenabfolge der DSC Untersuchungen . . . . .	70
4.5	Berechnete Kristallinitätsgrade des PPS und CF/PPS im Lieferzustand (U1) . . .	71
4.6	Berechnete Kristallinitätsgrade für U2-Messungen des PPS und CF/PPS bei variierender Verarbeitungshistorie; die Werte beziehen sich auf den ersten Aufheizzyklus az1 . . . . .	71
4.7	Geometrische Kenngrößen zur quantitativen Bewertung der Gestaltabweichungen der Versuchskörper . . . . .	82
4.8	Fallunterscheidung für die Änderung von $\Omega_{KS}$ in Abhängigkeit einer Änderung von $\alpha_{KS}$ sowie $\kappa_{KS}$ . . . . .	86
4.9	Einteilung der Laminatkonfigurationen im Hinblick auf den Verlauf von $h_{KS}$ entlang der Längsachse der PS1-Versuchskörper . . . . .	89
4.10	Einteilung der Laminatkonfigurationen im Hinblick auf den Verlauf von $h_{KS}$ entlang der Längsachse der PS2-Versuchskörper . . . . .	91
4.11	Vergleich der Messdaten und berechneter Modellwerte des Spring-in $\theta$ für exemplarische Prozessparameterkombinationen; $\sigma_{\theta^*, 95\%}$ entspricht dabei dem 95 %-Konfidenzintervall des berechneten Modellwerts $\theta^*$ . . . . .	112
4.12	Temperprofil zur thermischen Nachbehandlung der G1P3-Versuchskörper . . . . .	113
4.13	Zusammenfassung der Elementtypen und -abmessungen für die Vernetzung der Instanzen der thermischen Analyse . . . . .	115

4.14	Wertebereiche für den Kontakt-Wärmeübergangskoeffizienten relevanter Werkstoffpaarungen; mangels Verfügbarkeit von Daten für CFRTP beinhalten diese Quellen auch reine Polymere . . . . .	117
4.15	Starttemperaturen der mechanischen Analyse . . . . .	120
5.1	Statistische Auswertung der Patchbreite $b$ für die Versuchskörper in PS1 und PS2 .	134
5.2	Ermittelte Abweichungen der Formkontur des Formwerkzeugs von der Sollgeometrie vor und nach der Herstellung der PS2-Versuchskörper . . . . .	135
B.1	Auflistung der Einzelversuche des D-optimalen Versuchsplans der Prozessstufe 2 . .	185
B.2	Materialeigenschaften der Werkstoffe in der thermischen Analyse . . . . .	186
B.3	Randbedingungen der thermischen Analyse für die Experimente aus Abschnitt 4.1.2	186
B.4	Temperaturabhängige Materialeigenschaften des Werkstoffs CF/PPS (Teil 1/2) . .	187
B.5	Temperaturabhängige Materialeigenschaften des Werkstoffs CF/PPS (Teil 2/2) . .	187
B.6	Koeffizienten der logarithmischen PS1-Fitkurven zur Beschreibung der Entwicklung von $h_{LSM}$ als Funktion der Zeit . . . . .	188
B.7	Koeffizienten der logarithmischen PS2-Fitkurven zur Beschreibung der Entwicklung von $d_S$ als Funktion der Zeit . . . . .	188
C.1	Übersicht der Variantenvielfalt für die Lagenaufbauten der Grundplatten G und Patches P . . . . .	191
C.2	Definition der Prozessparameter der Prozessstufen 1 und 2 . . . . .	191
C.3	Geometrische Kenngrößen zur quantitativen Bewertung der Gestaltabweichungen der Versuchskörper . . . . .	196

# ANHANG A

---

## Kristallisationskinetik nach Avrami-Erofeev

---

In Abschnitt 4.2.1 wurden die Ergebnisse der Modellierung der Kristallisationskinetik nach Avrami-Erofeev im Kontext der DSC-Untersuchungen von CF/PPS vorgestellt. Ziel war es, die Kristallisationspeakwerte  $T_{pc}$  des Werkstoffs in Abhängigkeit der Abkühlrate im Prozess vorherzusagen. Diese Werte dienen als Datenbasis für den in Abschnitt 4.4.1 vorgestellten, neu entwickelten Algorithmus zur Definition der Starttemperatur der mechanischen Analyse. Die zu Grunde liegenden Gleichungen dieser Modellierung werden nachfolgend vorgestellt.

Der Formalismus nach Avrami-Erofeev basiert auf einer analytischen Beschreibung der Prozesse der Keimbildung sowie der anschließenden Phasengrenzreaktion (Kristallisation). Hierzu wird angenommen, dass die Keimbildungsrate von der Zeit abhängt und die Wachstumsgeschwindigkeit der Keime eine Funktion der Temperatur ist. Der Formalismus legt dabei einen isothermen Zustand zu Grunde. Die zugehörige Gleichung lautet [21, 229]:

$$\frac{\partial X}{\partial t} = n (1 - X) k(T) [-\ln(1 - X)]^{\frac{n-1}{n}}. \quad (\text{A.1})$$

Darin beschreibt  $X$  den relativen Anteil der Kristallisation,  $\frac{\partial X}{\partial t}$  die Reaktionsgeschwindigkeit,  $n$  den Avrami Exponenten und  $k(T)$  die temperaturabhängige Kristallisationskonstante. Letztere beruht auf der Arrhenius-Gleichung [230] und ist beschrieben durch den Zusammenhang

$$k(T) = A \exp^{-\frac{E_A}{RT}} \quad (\text{A.2})$$

in dem  $E_A$  der Aktivierungsenergie,  $R$  der universellen Gaskonstante und  $T$  der Temperatur entspricht.  $A$  beschreibt zudem den präexponentiellen Faktor, der nach der Stoßtheorie aus dem Produkt aus der Stoßzahl und dem Orientierungsfaktor gebildet wird.





# ANHANG B

## Parameterzusammenstellung

### B.1 D-optimaler Versuchsplan der Prozessstufe 2

**Tabelle B.1:** Auflistung der Einzelversuche des D-optimalen Versuchsplans der Prozessstufe 2

<b>Faktor 1</b>	<b>Faktor 2</b>	Fortsetzung 1		Fortsetzung 2	
Parametersatz der Porzesstufe 1	Parametersatz der Porzesstufe 2	PS1	PS2	PS1	PS2
p1T1	p1T1	p1T1	p1T1	p1T3	p1T3
p2T1	p1T1	p2T1	p1T1	p1T1	p2T3
p3T3	p1T1	p3T3	p1T1	p1T2	p2T3
p3T1	p2T1	p3T1	p2T1	p2T3	p2T3
p3T2	p2T1	p3T2	p2T1	p1T1	p3T3
p1T3	p2T1	p1T3	p2T1	p1T3	p3T3
p3T1	p3T1	p3T1	p3T1	p2T2	p2T2
p1T2	p3T1	p1T2	p3T1	p2T2	p2T2
p3T3	p3T1	p2T3	p3T1	p2T2	p2T2
p1T2	p1T2	p1T2	p1T2	p1T3	p1T3
p2T2	p1T2	p2T2	p1T2	p1T1	p2T3
p3T2	p2T2	p3T2	p2T2	p2T2	p2T3
p3T3	p2T2	p3T3	p2T2	p2T3	p2T3
p2T2	p3T2	p2T2	p3T2	p1T1	p3T3
p3T2	p3T2	p3T2	p3T2	p2T3	p3T3
p2T3	p3T3	p2T3	p3T2	p2T2	p2T2
p2T1	p1T3	p2T1	p1T3	p2T2	p2T2
p2T2	p1T3	p2T2	p1T3	p2T2	p2T2

## B.2 Inputdaten der Simulation

## B.2.1 Thermische Analyse

**Tabelle B.2:** Materialeigenschaften der Werkstoffe in der thermischen Analyse

		<b>UD-Laminat</b>	<b>Stahl</b>	<b>Aluminium</b>
		<b>CF/PPS</b>	<b>1.2311</b>	<b>AlMg3</b>
Dichte $\rho$	g/cm <sup>3</sup>	1,58	7,83	2,67
Emmisionsgrad $\varepsilon$	–	0,95	–	0,09
Wärmekapazität $c$	J/(g K)	1,13 ( $T < T_g$ )	0,460 (100 °C)	0,9
		1,32 ( $T_g < T < 220$ °C)	0,475 (150 °C)	
		2,76 ( $T > 305$ °C) <sup>1</sup>	0,490 (200 °C)	
Wärmeleitfähigkeit $\lambda$	W/(m K)	–	34	150
$\lambda_{11}$		4,83		
$\lambda_{22}$		0,41		
$\lambda_{33}$		0,73		

Quellen AlMg3: [231, 232]    Quellen 1.2311: [233, 234]

<sup>1</sup> Im Temperaturbereich von 220 bis 305 °C wird ein linearer Anstieg für  $c_p$  angenommen.

**Tabelle B.3:** Randbedingungen der thermischen Analyse für die Experimente aus Abschnitt 4.1.2

Prozessstufe		1	1	2	2	2
$T_{wzg, soll}$	°C	T0	T2	T1	T2	T3
$T_{Vorlauf, oben} / T_{Wzg, oben}$	°C	25 / 24	154 / 151	102 / 99	154 / 149	207 / 199,5
$T_{Vorlauf, unten} / T_{Wzg, unten}$	°C	25 / 23	155 / 152	103 / 99	155 / 149	207 / 199,5
$T_V$	°C	311	320	340	340	340
$T_{Umg}$	°C	20,5	20,5	19,5	19,5	19,5
$t_{trans}$	s	13,5	15,5	16	22	16,5
$t_{press}$ <sup>1</sup>	s	60	60	80	68	68,5
$t_{entf}$	s	30	37	22	28,5	10
$h_{konv, trans}$	W/(m <sup>2</sup> K)	11	11	11 / 30 <sup>2</sup>	11 / 30	11 / 30
$h_{konv, entf}$	W/(m <sup>2</sup> K)	5	5	5 / 16	5 / 16	5 / 16
$h_{konv, luft}$	W/(m <sup>2</sup> K)	8	8	5	8	8
$h_{kond, Al-Al}$	W/(m <sup>2</sup> K)	–	–	6000	6000	6000
$h_{kond, Al-St}$	W/(m <sup>2</sup> K)	25000	25000	–	–	–
$h_{kond, Al-CFK}$	W/(m <sup>2</sup> K)	3250	3250	3250	3250	3250

<sup>1</sup> 60 s zuzüglich Zeitspanne bis zur Bauteilentnahme aus dem Presswerkzeug

<sup>2</sup> in Prozessstufe 2: Werte für Transferblech / Versuchskörperoberfläche



## B.3 Koeffizienten der Kurveninterpolation zur Gestaltänderung durch Rissbildung

**Tabelle B.6:** Koeffizienten der logarithmischen PS1-Fitkurven zur Beschreibung der Entwicklung von  $h_{LSM}$  als Funktion der Zeit

Versuchskörper	Koeffizient	Wert	Standardfehler
G2P5	a	46,00243	1,7129
	b	1,7446	0,23429
	c	28,76789	20,26206
G2P6 (1)	a	29,87882	5,5906
	b	1,12313	0,85985
	c	-0,85731	5,9866
G2P6 (2)	a	48,61723	1,02759
	b	2,46352	0,15654
	c	0,01477	0,9012

**Tabelle B.7:** Koeffizienten der logarithmischen PS2-Fitkurven zur Beschreibung der Entwicklung von  $d_S$  als Funktion der Zeit

Versuchskörper	Koeffizient	Wert	Standardfehler
G1P5	a	27,57623	0,02255
	b	-0,0353	0,00396
	c	0,00671	0,0284
G1P6	a	27,53547	0,0378
	b	-0,03564	0,00684
	c	0,02184	0,07157
G2P5	a	21,71584	0,06098
	b	-0,17301	0,00954
	c	0,71511	0,47879
G2P6	a	19,9945	0,21657
	b	-0,32851	0,03192
	c	2,41482	1,65921

# ANHANG C

## Zusammenfassung wichtiger Inhalte

Dieser Abschnitt fasst einige der Inhalte dieser Arbeit zusammen, die von kontinuierlicher Relevanz für deren inhaltliches Verständnis sind. Es ist als Beilage zur Unterstützung des Lesers und als Nachschlagewerk zu werten. Die Gliederung erfolgt themenbezogen und weicht dementsprechend in Teilen von der Kapitelabfolge der Arbeit ab.

### C.1 Gliederung der Arbeit

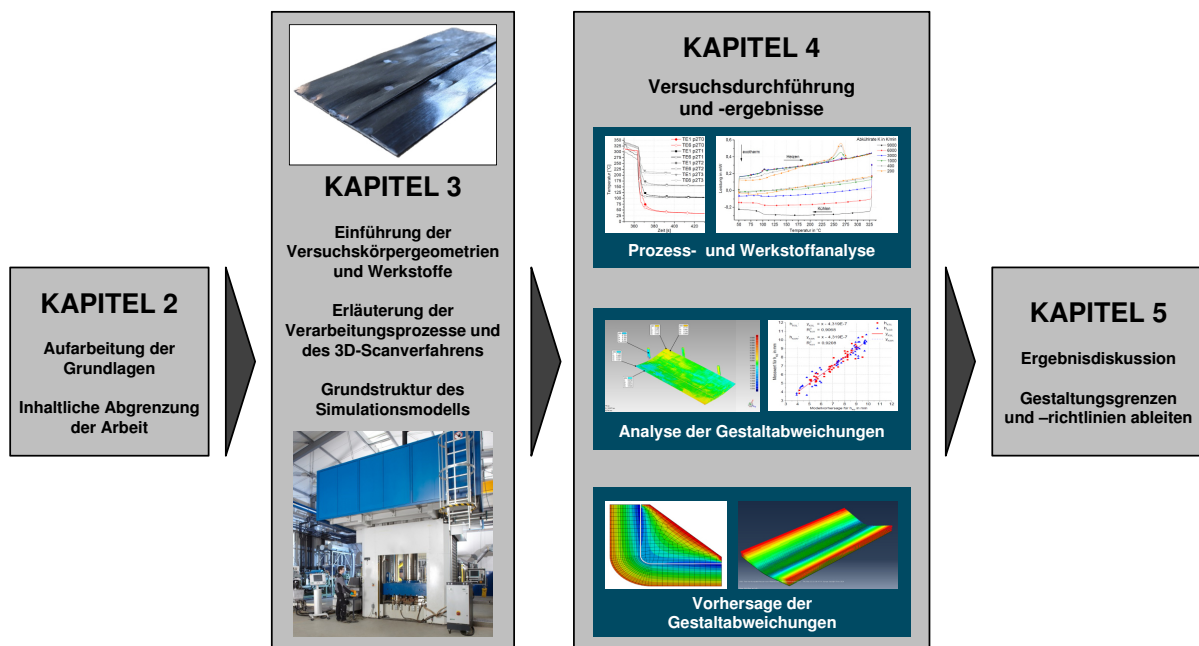


Abbildung C.1: Übersicht der Kapitel dieser Arbeit sowie ihrer inhaltlichen Schwerpunkte

C.2 Definition der Versuchskörper und deren Herstellung

C.2.1 Versuchskörpergeometrie

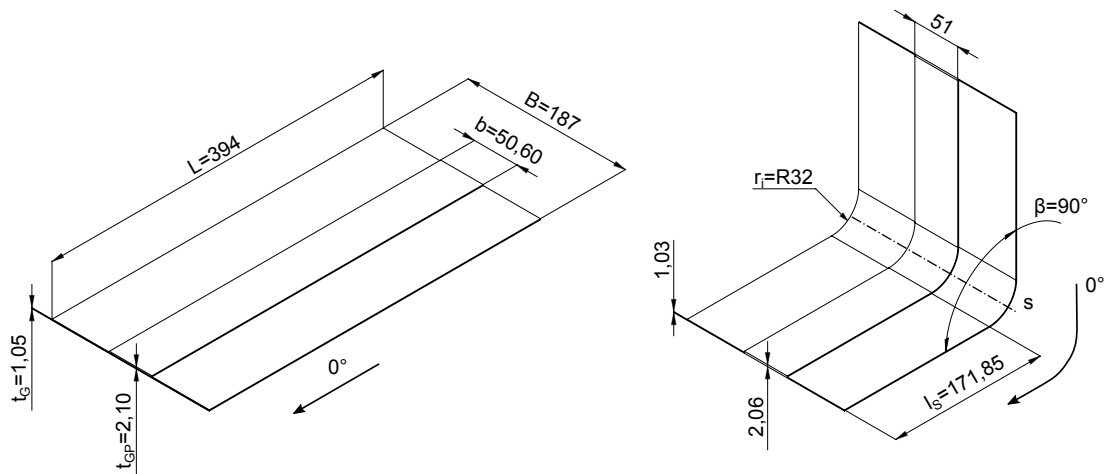


Abbildung C.2: Versuchskörper mit lokalem Verstärkungspatch  
 Links: Prozessstufe 1    Rechts: Prozessstufe 2

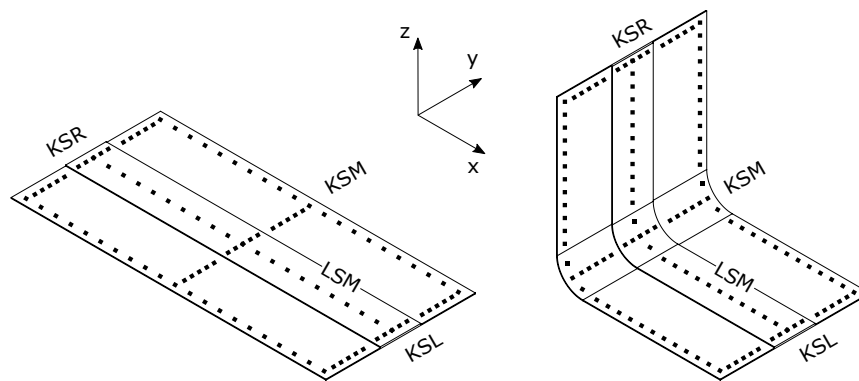


Abbildung C.3: Definition der Bauteilränder sowie der zugehörigen Prüfpunktzeilen auf der CAD-Sollgeometrie  
 KSL / KSM / KSR: Kurze Seite Links/Mitte/Rechts  
 LSM: Lange Seite Mitte

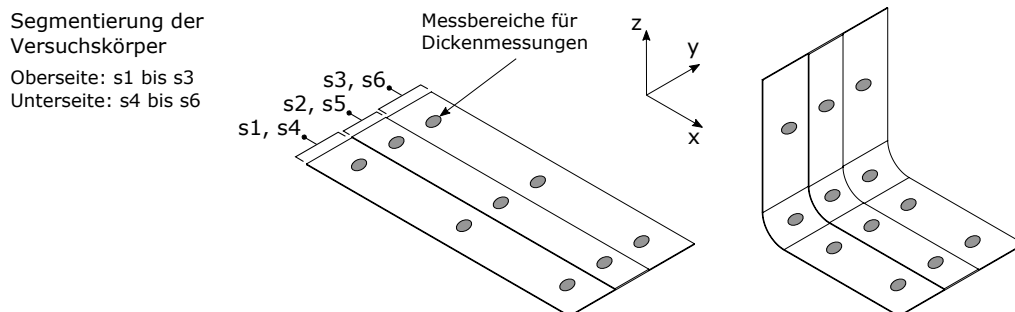


Abbildung C.4: Messstellen der Laminatdicke bei Versuchskörpern in PS1 und PS2, sowie deren Segmentierung

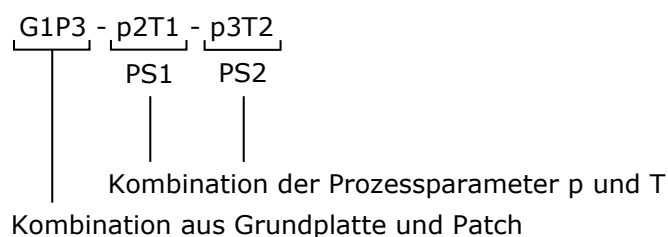
## C.2.2 Variantenvielfalt der Laminatkonfigurationen

**Tabelle C.1:** Übersicht der Variantenvielfalt für die Lagenaufbauten der Grundplatten G und Patches P

G1	G2
$(0_2, 90_2)_s$	$(90_2, 0_2)_s$

P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7
$(0_2, 90_2)_s$	$(90_2, 0_2)_s$	$(0_4)_s$	$(30_2, -30_2)_s$	$(60_2, -60_2)_s$	$(90_4)_s$	$(45_2, -45_2)_s$

**Abbildung C.5:** Nomenklatur der Versuchskörperbezeichnung

## C.2.3 Herstellungsprozess und Verarbeitungsparameter

**Tabelle C.2:** Definition der Prozessparameter der Prozessstufen 1 und 2

Prozessparameter (fix)		Prozessstufe 1	Prozessstufe 2	
Verarbeitungstemperatur $T_V$		305	340	°C
Heizzeit $t_{\text{heiz}}$		65	330	s
Transferzeit $t_{\text{trans}}$		7	16,5	s
Schließgeschwindigkeit $v_{\text{press}}$		5	5	mm/s
Presszeit $t_{\text{press}}$		60	60	s
<b>Prozessparameter (variabel)</b>				
Pressdruck p (äquiv. F)	p1	1 (150)	1 (210)	MPa (kN)
	p2	3 (450)	3 (630)	
	p3	5 (750)	5 (1050)	
Werkzeugtemperatur T	T0	25	25	°C
	T1	100	100	
	T2	150	150	
	T3	200	200	

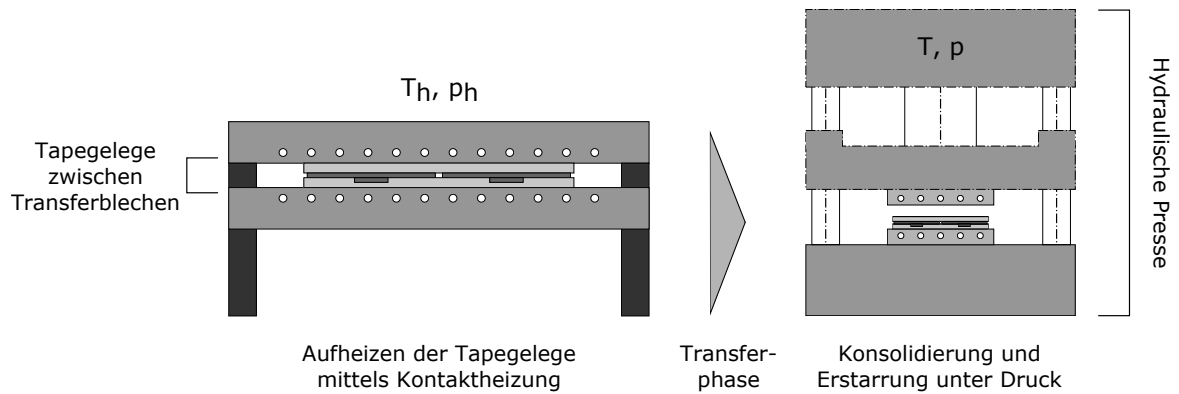


Abbildung C.6: Prozessstufe 1: HTP-Prozess zur Konsolidierung von lokal verstärkten Gelegen

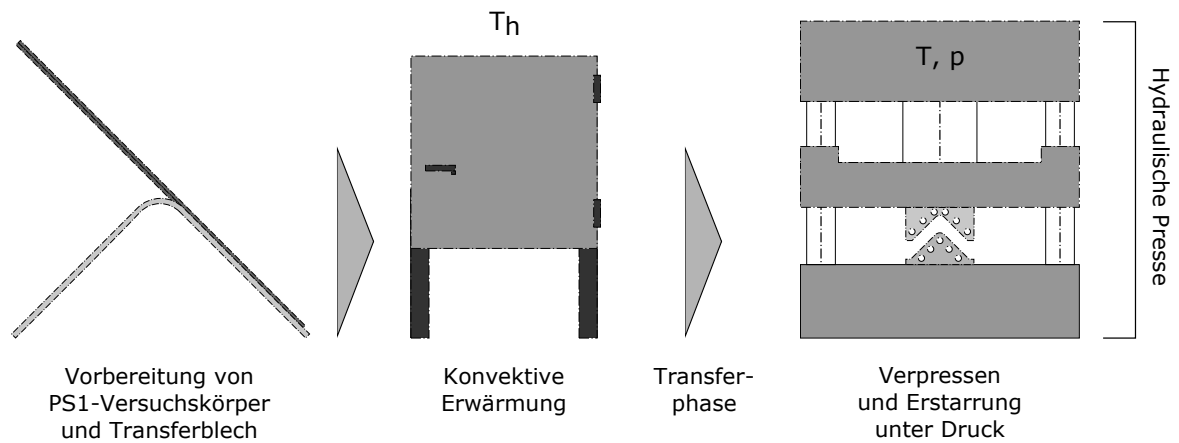


Abbildung C.7: Prozessstufe 2: Prozessablauf bei der Herstellung der V-Profile

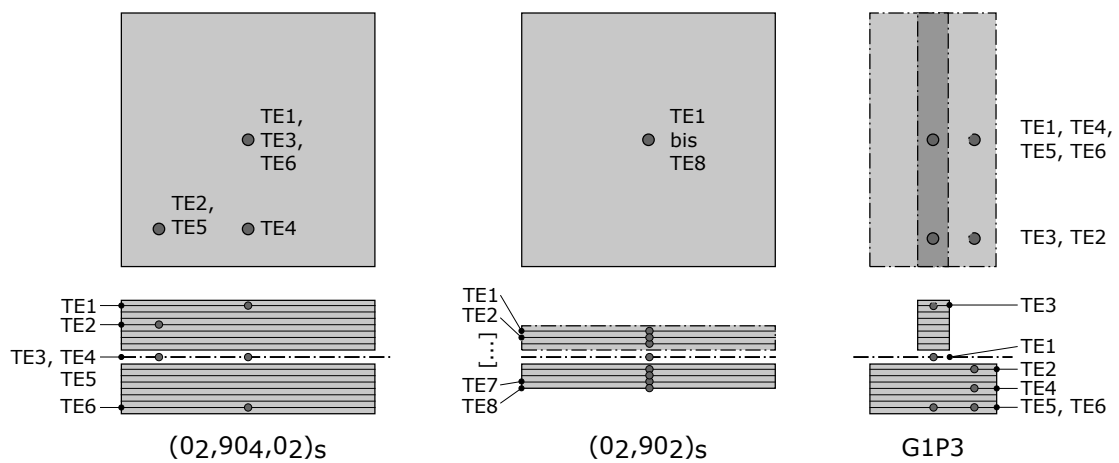


Abbildung C.8: Positionen der Thermoelemente innerhalb der Gelege für die Versuche 1 bis 3 (v.l.n.r.)



C.3 Übersicht des Simulationsmodells

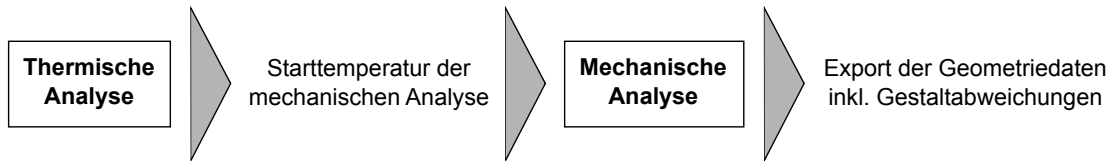


Abbildung C.9: Übergeordnetes Ablaufschema des Simulationsmodells zur Vorhersage des Abkühlverhaltens und der Gestaltabweichungen der Versuchskörper

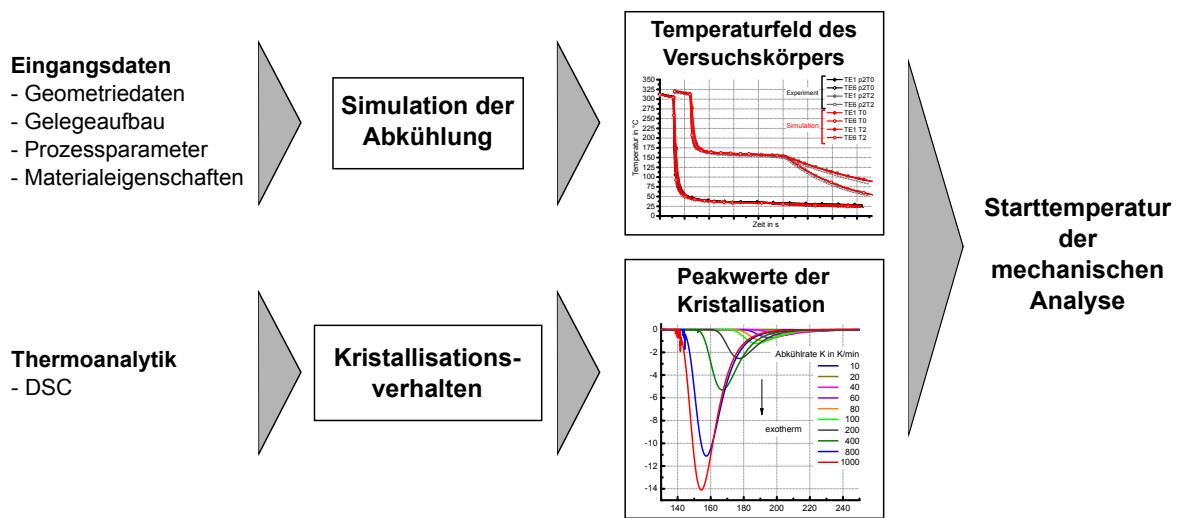


Abbildung C.10: Ablaufschema der thermischen Analyse zur Vorhersage des Abkühlverhaltens der Versuchskörper

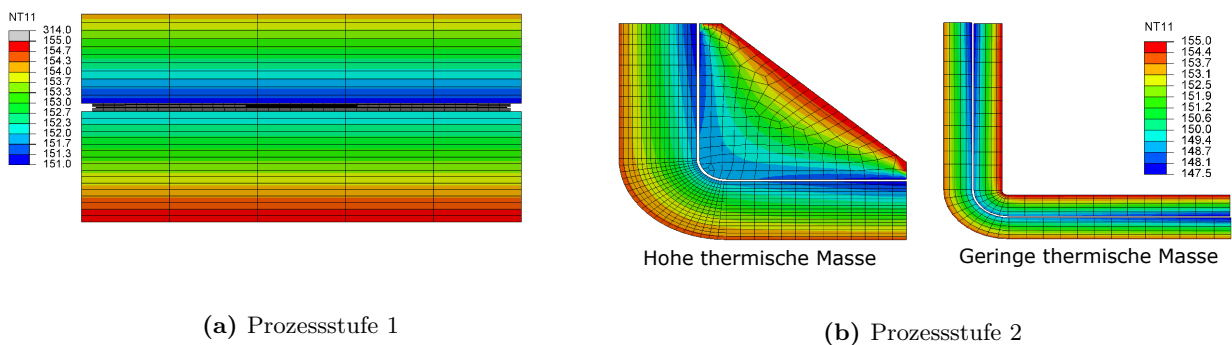
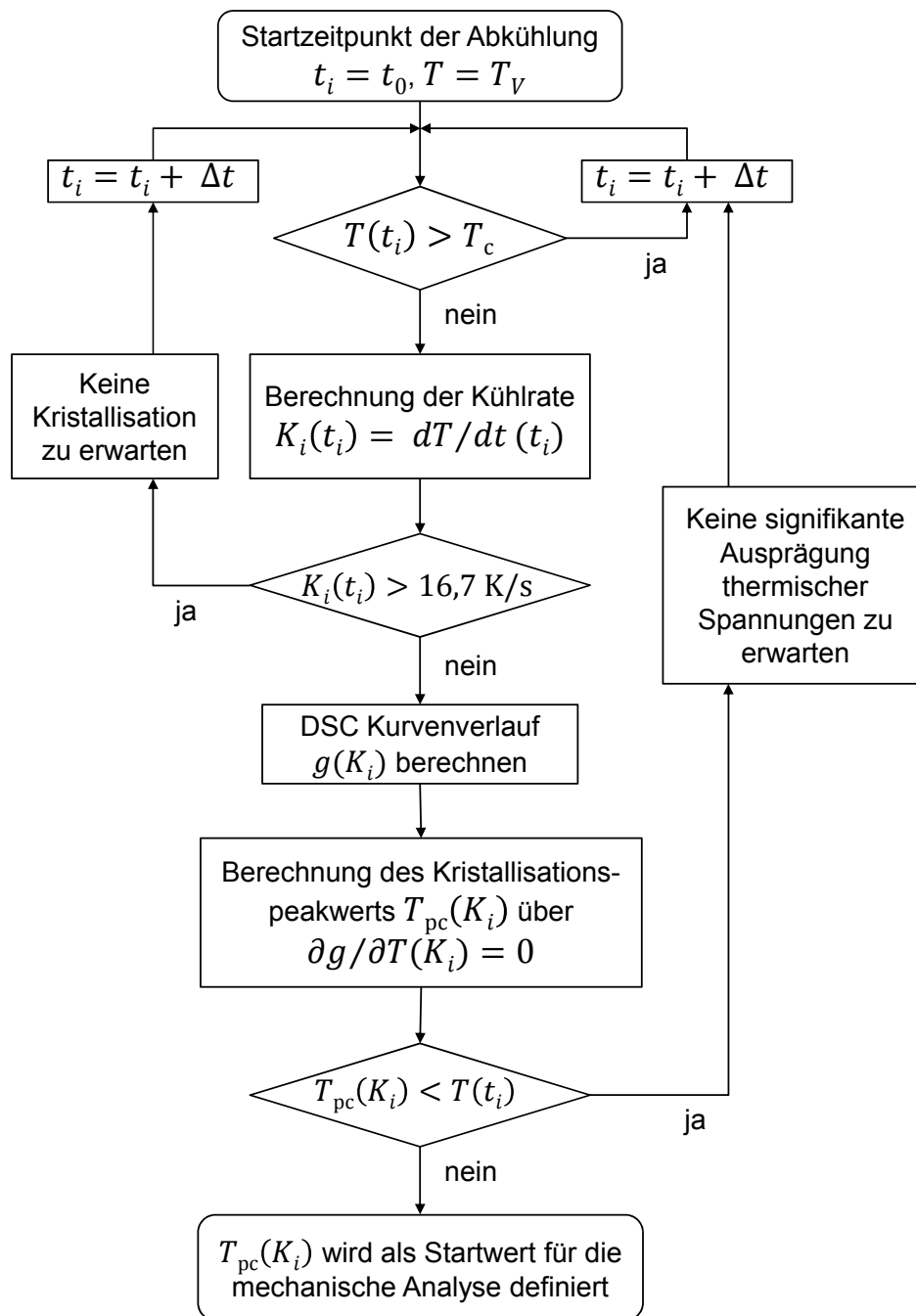


Abbildung C.11: Berechneter T2-Temperaturverlauf der Presswerkzeuge auf Basis der Vorlaufemperatur  $T_{Vorlauf}$  und Werkzeugoberflächentemperatur  $T_{Wzg}$



**Abbildung C.12:** Programmablaufplan zur Definition der Starttemperatur für die mechanische Analyse auf Basis der thermischen Analyse;  $T_c$  steht an dieser Stelle für die Kristallisationstemperatur bei  $K = 10 \text{ K/min}$ , die eine Obergrenze definiert oberhalb derer nicht mit der Ausbildung kristalliner Bereiche zu rechnen ist

C.4 Messung und Bewertung der Gestaltabweichungen

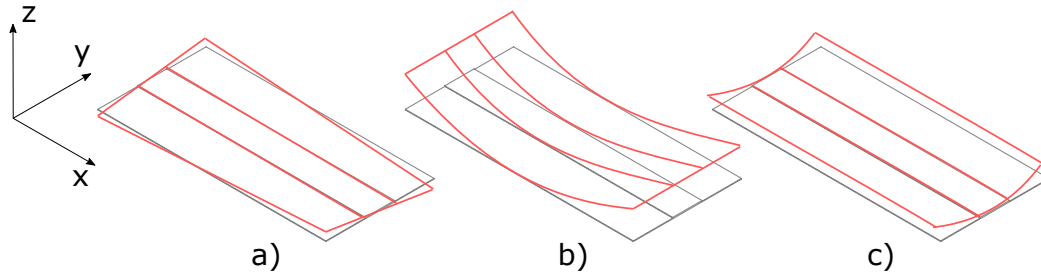


Abbildung C.13: Grundarten der Gestaltabweichungen

- a) Verdrillung entlang der x-Achse (Torison)
- b) Krümmung entlang der x-Achse (Längsverzug)
- c) Krümmung entlang der y-Achse (Querverzug)

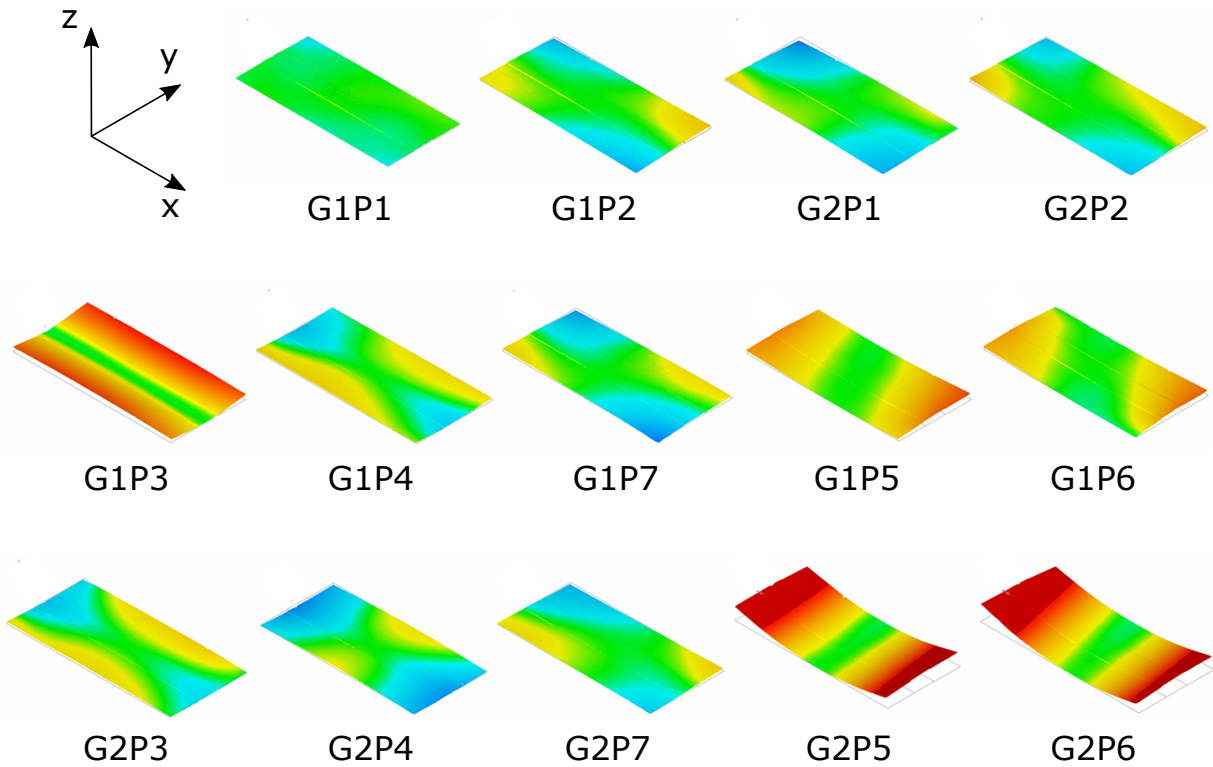
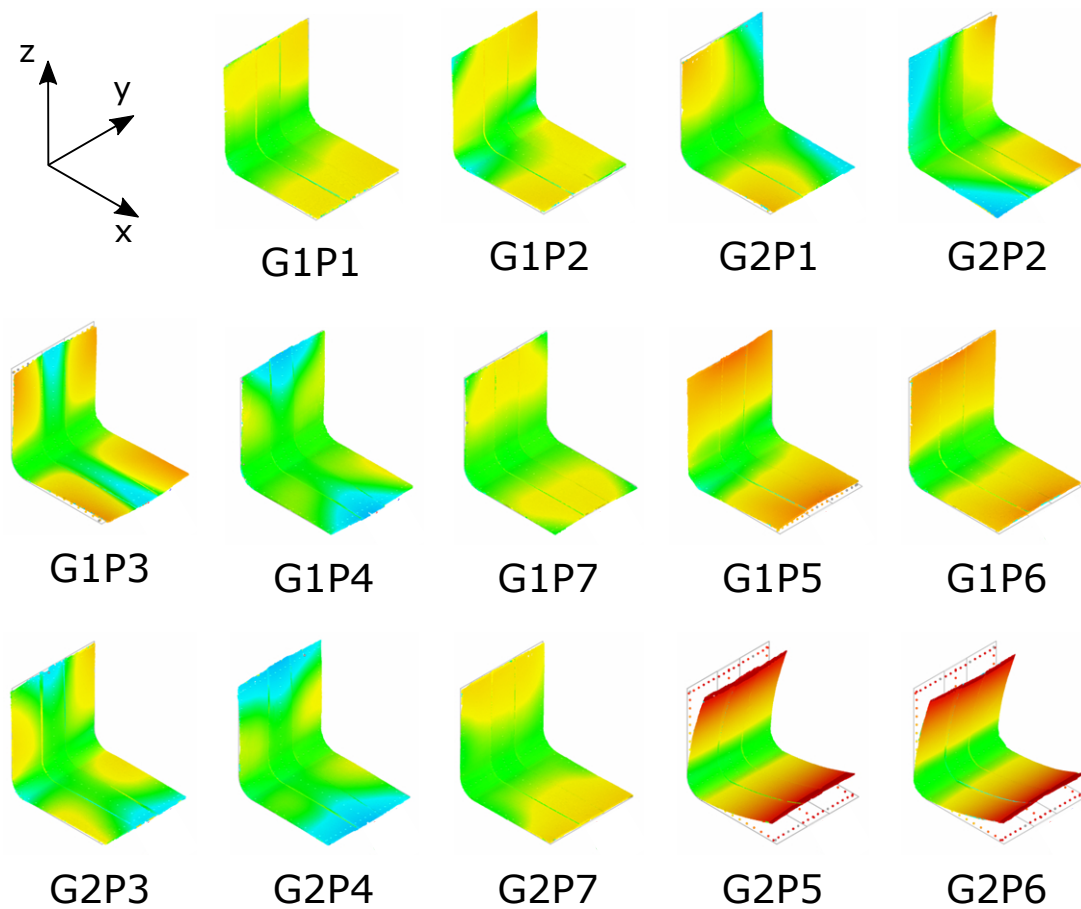


Abbildung C.14: Gesamtheitlicher Überblick der Deformationsmoden für die Versuchskörper der Prozessstufe 1



**Abbildung C.15:** Gesamtheitlicher Überblick der Deformationsmoden für die Versuchskörper der Prozessstufe 2

**Tabelle C.3:** Geometrische Kenngrößen zur quantitativen Bewertung der Gestaltabweichungen der Versuchskörper

Kenngröße	Einheit	Beschreibung	Ausgewertete Prüfpunkte
$h_{KS}$	mm	Verzug der kurzen Seite	KSL / KSM / KSR
$h_{LSM}$	mm	Verzug der langen Seite	LSM
$\alpha_{KS}$	°	Schnittwinkel zwischen Segment 1 und 3	KSL / KSM / KSR
$\kappa_{KS}$	mm <sup>-1</sup>	Querkrümmung des Segments 2	KSL / KSM / KSR
$\Omega_{KS}$	1/(° mm)	Formfaktor der kurzen Seite	KSL / KSM / KSR
$\gamma$	°	Verdrillung entlang der Längsachse	KSL / KSR
$\theta$	°	Winkeländerung der PS2 Versuchskörper	LSM