

Jan Böcking

# Biegen von endlosfaserverstärkten thermoplastischen Verbundrohren





**Jan Böcking**

**Biegen von endlosfaserverstärkten  
thermoplastischen Verbundrohren**

**Forschungsberichte des Lehrstuhls für Umformtechnik**

**Univ.-Prof. Dr.-Ing. Bernd Engel (Hrsg.)**

**BAND 17**

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

## Impressum

**Druck und Bindung:**  
UniPrint, Universität Siegen

Gedruckt auf alterungsbeständigem holz- und säurefreiem Papier

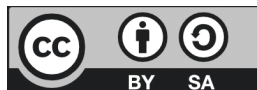
Siegen 2024: *universi* – Universitätsverlag Siegen  
[www.universi.uni-siegen.de](http://www.universi.uni-siegen.de)

ISBN 978-3-96182-189-1

ISSN 2191-0030

[doi.org/10.25819/ubsi/10586](https://doi.org/10.25819/ubsi/10586)

Die Publikation erscheint unter der  
Creative Commons Lizenz CC-BY-SA



# Biegen von endlosfaserverstärkten thermoplastischen Verbundrohren

DISSERTATION  
zur Erlangung des Grades eines Doktors  
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von  
Dipl.-Ing. Jan Böcking

eingereicht bei der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät  
der Universität Siegen  
Siegen 2023

Betreuer und erster Gutachter  
Univ.-Prof. Dr.-Ing. Bernd Engel  
Universität Siegen

Zweiter Gutachter  
Prof. Dr. rer. nat. Robert Brandt  
Universität Siegen

Tag der mündlichen Prüfung: 12. März 2024

für Samuel und Emely

*Every kid starts out as a natural-born scientist, and then we beat it out of them.  
A few trickle through the system with their wonder and enthusiasm for science intact.*

Carl Sagan





# Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Forschungstätigkeit am Lehrstuhl für Umformtechnik der Universität Siegen. Die Zeit, die ich in dieses Projekt investieren durfte, war geprägt von intensiver wissenschaftlicher Arbeit, spannenden Entdeckungen und wertvollen Begegnungen. Ohne die Unterstützung zahlreicher Menschen wäre diese Arbeit jedoch nicht möglich gewesen, und an dieser Stelle möchte ich meinen aufrichtigen Dank aussprechen.

Zunächst gilt mein Dank meinem Betreuer, Univ.-Prof. Dr.-Ing. Bernd Engel, für seine fachliche Anleitung, das Vertrauen in meine Fähigkeiten und die kontinuierliche Unterstützung, die mir den nötigen Raum zur Entfaltung gegeben haben. Seine wertvollen Anregungen und kritischen Hinweise haben die Richtung meiner Forschung entscheidend geprägt. Ebenso möchte ich meinem Zweitprüfer, Prof. Dr. rer. nat. Robert Brandt, für seine konstruktive Kritik und die hilfreichen Impulse danken, die wesentlich zum Gelingen dieser Dissertation beigetragen haben.

Ein herzlicher Dank geht auch an meine ehemaligen Kolleginnen und Kollegen am Lehrstuhl für Umformtechnik. In zahlreichen Diskussionen, gemeinsamen Projekten und gegenseitigem Austausch konnte ich viel lernen. Besonders möchte ich Christopher Hefrich, Jonas Reuter, Dr. Sebastian Groth und Dr. Peter Frohn-Sörensen erwähnen, deren fachlicher Rat und freundschaftliche Unterstützung mir stets eine große Hilfe waren. Auch Dr. Rainer Steinheimer, Henning Reichmann, Wolfgang Bürger und Sabine Becker sei gedankt für die vielfältige Unterstützung. Die Zusammenarbeit in diesem motivierenden Umfeld hat mich sowohl persönlich als auch beruflich bereichert.

Nicht zuletzt möchte ich meiner Familie meinen tiefsten Dank aussprechen. Ihre Geduld, ihr Verständnis und ihre unerschütterliche Unterstützung haben mir den nötigen Rückhalt gegeben, um diese Dissertation zu vollenden. Besonders meinen Eltern danke ich von Herzen, die mir das Studium ermöglicht und mich dazu ermutigt haben. Ein großer Dank gilt auch meiner Frau, die mir in den entscheidenden Phasen immer zur Seite stand und den Rücken freigehalten hat.



# Zusammenfassung

Der Einsatz von Faser-Kunststoff-Verbunden ermöglicht die Herstellung von sehr präzise auf die spezifischen Einsatzbedingungen abgestimmten Bauteilen. Mechanische, thermische oder chemische Eigenschaften können durch Kombination der Verbundkomponenten eingestellt werden. Die Entwicklung von Verfahren zur Produktion von Bauteilen aus Faser-Thermoplast-Verbunden haben das Einsatzspektrum derartiger Verbundwerkstoffe deutlich erweitert und die Wirtschaftlichkeit der gesamten Prozesskette erhöht. Verbundwerkstoffe mit thermoplastischer Matrix bieten das Potential, unter anderem die Prozesstechnik, das Handling und die Lagerhaltung auf Basis von etablierten Technologien für metallische Halbzeuge zu entwickeln. Die Entwicklung von automatisierten Fertigungstechniken zur Herstellung von Rohren aus endlosfaserverstärkten Thermoplasten führt zu wirtschaftlich hergestellten Faserverbund-Profilen, die nachträglich gebogen oder im Querschnitt geformt werden können.

In dieser Arbeit wird ein Verfahren entwickelt, um endlosfaserverstärkte thermoplastische Verbundrohre zu biegen. Das Biegeverfahren nutzt dabei bestehende Anlagentechnik für das Rotationszugbiegen von metallischen Rohren. Durch Modifikation der Anlage werden die für Formung von Faser-Thermoplast-Verbunden charakteristischen Verfahrensschritte in die Anlage integriert und für die spezielle Biegeaufgabe ausgelegt. Das Aufheizen, Formen und Rekonsolidieren, sowie das Abkühlen des Verbundrohrs werden in den Prozess integriert. Zur Auslegung des Prozesses werden Grundlagenversuche am thermoplastischen Tape und den daraus hergestellten Verbundrohren durchgeführt. Mittels des Verfahrens werden Biegeversuche an endlosfaserverstärkten thermoplastischen Verbundrohren durchgeführt.

Die für flächige Verbundhalbzeuge mit thermoplastischer Matrix bekannten Formmechanismen werden analysiert und Thesen zum Nachweis der während der Formung der Rohre wirkenden Mechanismen aufgestellt. Die Analyse der Biegeproben hinsichtlich der äußeren Geometrie, der Änderungen im Querschnitt und insbesondere der Umorientierung der Verstärkungsfasern führt zu einem ersten Nachweis von Formmechanismen.

Abschließend dienen diese Erkenntnisse dem Aufbau eines kinematischen Modells zur Abbildung des resultierenden Faserwinkels in den gebogenen Rohren. Ausgangsbasis ist die Annahme einer dehnstarrten Faser, die allein durch Verlagerung eine Formänderung ermöglicht. Die im gebogenen Rohr umorientierte Faser wird dabei als Geodäte auf einem Torus formuliert. Das Modell wird mittels der in den Biegeversuchen ermittelten Messdaten zur Faserorientierung im gebogenen Rohr validiert.

**Schlagworte:** CFRTP, Faserverbundrohr, Rotationszugbiegen, Formmechanismen, Faserverlagerung



# Abstract

The use of fiber-reinforced plastic composites enables the production of components that match precisely the specific operating conditions. Mechanical, thermal or chemical properties, among others, can be adjusted by combining the composite components and contents. In recent decades, the development of processes for the production of parts from fiber-thermoplastic composites has significantly expanded the range of applications for such composites and increased the cost-effectiveness of the entire process chain. Composites with a thermoplastic matrix offer the potential to develop, process technology, handling and storage based on established technologies for semi-finished metallic products. The development of highly automated manufacturing techniques for the production of tubes made of continuous fiber-reinforced thermoplastics will lead to economically produced fiber composite profiles with thermoplastic matrix. Such profiles can be subsequently bent or shaped in cross-section.

In this work, a process is developed to bend continuous fiber reinforced thermoplastic composite tubes. The bending process uses existing plant technology for rotary draw bending of metallic tubes. By adapting and expanding the plant, the process steps characteristic for forming fiber-thermoplastic composites are integrated into the plant and designed for the special bending task. Heating, forming and reconsolidation as well as cooling of the composite tube will be integrated into the process. Basic tests on the thermoplastic tape and the composite tubes produced from it are carried out to design the process. Using the process, bending tests are performed on continuous fiber-reinforced thermoplastic composite tubes made by winding thermoplastic tapes.

The forming mechanisms known for sheet-like semifinished composites with thermoplastic matrix are analyzed and these are established to prove the mechanisms acting during the forming of the tubes. The analysis of the bending specimens with respect to the external geometry, the changes in the cross section and especially the reorientation of the reinforcing fibers leads to a first evidence of forming mechanisms.

Finally, these findings are used to build a kinematic model to represent the resulting fiber angle in the bent tubes. The starting point is the assumption of a strain-resistant fiber that allows a change in shape by displacement alone. The fiber, which is reoriented in the bent tube, is formulated as a geodesic on a torus. The model is validated by means of the measured data on fiber orientation in the bent tube obtained in the bending tests.

**keywords:** CFRTP, composite tube, rotary draw bending, forming mechanisms, fibre relocation



# Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Stand der Forschung	3
2.1	Faser-Thermoplast-Verbunde . . . . .	3
2.1.1	Einteilung der FTV . . . . .	3
2.1.2	Kennwerte von FTV . . . . .	5
2.1.3	Herstellung von FTV-Rohrhalbzeugen . . . . .	10
2.2	Formung von FTV . . . . .	13
2.2.1	Formprozesse . . . . .	13
2.2.2	Werkzeuge . . . . .	17
2.2.3	Formmechanismen und deren Charakterisierung . . . . .	19
2.2.4	Formsimulation von FTV . . . . .	22
2.3	Wärmeübertragung in FTV . . . . .	24
2.3.1	Berechnungsansätze für FTV . . . . .	26
2.4	Rotationszugbiegen . . . . .	29
3	Motivation, Zielsetzung und Vorgehensweise	33
4	Prozessentwicklung und Grundlagenuntersuchungen	37
4.1	Einflussgrößen des Formprozesses . . . . .	37
4.2	Grundlagenuntersuchungen . . . . .	38
4.2.1	Thermische Kennwerte . . . . .	38
4.2.2	Mechanische Kennwerte . . . . .	42
4.3	Erwärmen . . . . .	45
4.3.1	Thermische Simulation . . . . .	47
4.4	Einformen, Rekonsolidieren und Entnahme . . . . .	51
5	Biegeversuche	55
5.1	Halbzeuge . . . . .	55
5.1.1	Tapehalbzeug . . . . .	55
5.1.2	Rohrhalbzeuge . . . . .	57
5.2	Versuchsaufbau . . . . .	60
5.2.1	Rotationszugbiegemaschine RBV 35 . . . . .	60
5.2.2	Erwärmung und Abkühlung . . . . .	61
5.2.3	Werkzeugkonzept . . . . .	63
5.2.4	Messtechnik . . . . .	66



---

5.3	Versuchdurchführung . . . . .	67
6	Formverhalten von CFRTP-Rohren	69
6.1	Formmechanismen beim Biegen von CFRTP-Rohren . . . . .	69
6.1.1	Innerlagenschichtung (Intraply Slip/Shearing) . . . . .	69
6.1.2	Zwischenlagengleiten (Interply Slip) . . . . .	70
6.1.3	Transversales Matrixfließen (Squeezing Flow) . . . . .	73
6.1.4	Matrixperkolation (Matrix Percolation) . . . . .	74
6.2	Geometrische und mikroskopische Analyse der Biegeproben . . . . .	75
6.2.1	3D-Koordinatenmesssystem . . . . .	75
6.2.2	Visuelle Analyse der Probenoberfläche . . . . .	76
6.2.3	Biegewinkel . . . . .	78
6.2.4	Krümmung und Biegeradius . . . . .	82
6.2.5	Mikroskopie . . . . .	89
6.2.6	Veränderung von Querschnittsgeometrie, Wanddicke und Matrix- verteilung beim Biegen . . . . .	90
6.2.7	Fazit der geometrischen und mikroskopischen Analyse . . . . .	96
6.3	Faserorientierung im umgeformten Rohr . . . . .	97
6.3.1	Optisches Faserorientierungs-Messsystem . . . . .	97
6.3.2	Faserorientierung am Außenbogen aus optischer Vermessung . . . . .	98
6.3.3	Faserorientierung aus taktiler Vermessung . . . . .	104
6.3.4	Fazit aus der Analyse der Faserorientierung . . . . .	108
7	Modell zur Beschreibung der Faserverlagerung	111
7.1	Theoretischer Ansatz zur Beschreibung . . . . .	111
7.2	Geometrische Beschreibung der Faserverlagerung . . . . .	114
7.3	Validierung des Modells . . . . .	120
7.4	Fazit der Validierung . . . . .	128
8	Zusammenfassung und Ausblick	131
	Quellenverzeichnis	135
A	Anhang	155
A.1	Daten zur thermischen Simulation . . . . .	155
A.2	Ergebnisse der IR-Spektroskopie . . . . .	157
A.3	Ergebnisse Modell Faserwinkel . . . . .	158
A.4	Querschnitte der Biegeproben . . . . .	162

# Abkürzungen

<b>AWV</b>	ausgeglichener Winkelverbund
<b>CF</b>	Kohlenstofffaser
<b>CFRTP</b>	endlosfaserverstärkte Thermoplaste (continuous fiber reinforced thermoplastics)
<b>DSC</b>	Dynamische Differenz-Thermoanalyse (Differential Scanning Calorimetry)
<b>FKV</b>	Faser-Kunststoff-Verbund
<b>FTV</b>	Faser-Thermoplast-Verbund
<b>GF</b>	Glasfaser
<b>IR</b>	Infrarot
<b>PA</b>	Polyamid
<b>PA6</b>	Polyamid 6
<b>PC</b>	Polycarbonat
<b>PEEK</b>	Polyetheretherketon
<b>PP</b>	Polypropylen
<b>PTFE</b>	Polytetrafluorethylen
<b>RZB</b>	Rotationszugbiegen
<b>STA</b>	simultane thermische Analyse
<b>TG</b>	Thermogravimetrie
<b>UD</b>	unidirektional
<b>UTS</b>	Lehrstuhl für Umformtechnik der Universität Siegen



# Symbolverzeichnis

<u>Zeichen</u>	<u>Einheit</u>	<u>Bezeichnung</u>
$A_{\text{Tape}}$	$\text{mm}^2$	Querschnittfläche des Tapematerials
$B$	-	Biegefaktor
$c_p$	$\text{J kg}^{-1} \text{K}$	spezifische Wärmekapazität
$c_{\text{eff}}$	$\text{J kg}^{-1} \text{K}$	effektive spezifische Wärmekapazität
$D_{\text{nenn}}$	mm	Nenndurchmesser des idealen Rohrquerschnitts
$D_{\text{Umkreis}}$	mm	Hüllkreisdurchmesser des realen Rohrquerschnitts
$E$	GPa	Elastizitätsmodul
$E_{\parallel}$	GPa	Elastizitätsmodul in Faserrichtung
$E_{\text{R}}$	mm	Einfall am Rohraußenbogen
$E_{\text{R,max}}$	mm	maximal zulässiger Einfall am Rohraußenbogen
$F_{\text{B},\parallel}$	N	Kraftkomponente beim Biegen parallel zur Faserorientierung
$F_{\text{B},\perp}$	N	Kraftkomponente beim Biegen senkrecht zur Faserorientierung
$F_{\text{r}}$	N	Kraftkomponente in der Einzelfaser radial zur Rohrmittelachse beim Biegen
$F_{\text{z},0}$	N	Vorspannkraft
$F_{\text{z}}$	N	Zugkraft
$h$	mm	Ganghöhe der Helix
$h_{\text{RS}}$	$\text{W m}^{-2} \text{K}$	Wärmeübergangskoeffizient zwischen CF RTP-Rohr und Dorn
$H_{\text{T}}$	$\text{J kg}^{-1}$	Kristallisationsenthalpie
$l_0$	mm	Ausgangslänge
$l_{\text{UZ}}$	mm	Länge der Übergangszone am Bogenein und -auslauf
$l_{\text{UZ,max}}$	mm	maximale Länge der Übergangszone am Bogenein und -auslauf
$Nu_{\text{m}}$	-	mittlere Nußelt-Zahl
$p$	bar	Druck
$l_{\text{min, Heiz}}$	mm	Mindestlänge der Aufheizzone

$p_G$	-	Glättungsfaktor zur Bestimmung der Krümmung aus Biegemittellinie
$Pr$	-	Prandtl-Zahl
$\dot{q}_L$	$\text{W m}^{-2}$	Wärmestromdichte durch Wärmeleitung
$\dot{q}_S$	$\text{W m}^{-2}$	Wärmestromdichte durch Strahlung
$\dot{q}_{S,\max}$	$\text{W m}^{-2}$	theoretisch maximale Wärmestromdichte durch Strahlung
$Ra$	-	Rayleigh-Zahl
$R_b$	mm	Radius der Biegemittellinie
$R_{m,\text{Tape,DB}}$	$\text{N mm}^{-2}$	Zugfestigkeit des Tapematerials laut Datenblatt
$r_{\text{refl}}$	-	Reflexionsgrad
$r$	mm	Radius des Rohrquerschnitts; halber Rohrdurchmesser
$s_H$	mm	Bogenlänge der Helix
$t$	mm	Wanddicke
$T$	K	thermodynamische (absolute) Temperatur
$v$	$\text{m s}^{-1}$	Geschwindigkeit
$W$	-	Wanddickenfaktor
$\mathbf{X}_H$	-	Ortskurve der Helix
$\alpha_{\text{absorb}}$	-	Absorptionsgrad
$\alpha_{\text{BW}}$	°	Biegewinkel
$\alpha_{\text{BW},\kappa}$	°	Biegewinkel aus Integral der Krümmung über Bogenlänge
$\alpha_{\text{BW,nenn}}$	°	Nennbiegewinkel des Rohrbogens
$\alpha_{\text{BW,norm}}$	-	normierter Biegewinkel aus Zylinderachsen der Bogenschenkel
$\alpha_{\text{BW,theor}}$	°	theoretisch möglicher Biegewinkel bei halber Ganghöhe der Faserhelix
$\alpha_{\text{BW,Zyl}}$	°	Biegewinkel aus Zylinderachsen der Bogenschenkel
$\alpha_{\text{FW}}$	°	absoluter Faserwinkel
$\alpha_{\text{FW,init}}$	°	initialer Faserwinkel; Wickelwinkel
$\alpha_{\text{FW,norm}}$	-	normierter Faserwinkel
$\alpha_H$	°	Gangwinkel der Helix
$\alpha_{\text{konv}}$	-	Wärmeübergangskoeffizient

$\alpha_Q$	$K^{-1}$	linearer Wärmeausdehnungskoeffizient
$\alpha_{W,FWmin}$	$^\circ$	absolute Position des minimalen Faserwinkels entlang des Biegewinkels
$\Delta_{i+1}^i \alpha_{FW}$	$^\circ$	Differenzwinkel zwischen den Faserwinkeln zweier sich kreuzender Wickellagen
$\varepsilon$	-	Emissionsgrad
$\kappa_b$	$mm^{-1}$	Krümmung der Biegemittellinie
$\lambda$	$W K^{-1} m^{-1}$	Wärmeleitfähigkeit
$\varphi_{f,krit}$	-	kritischer Faservolumengehalt
$\varphi_Q$	$^\circ$	Am Querschnitt umlaufender Winkel
$\sigma_B$	$W m^{-2} K^{-1}$	Stefan-Boltzmann-Konstante
$\sigma_f$	MPa	Zugfestigkeit der Faser
$\sigma_{FKV}$	MPa	Zugfestigkeit des Verbundes
$\sigma_m$	MPa	Zugfestigkeit der Matrix
$\sigma'_m$	MPa	Streckgrenze der Matrix
$\sigma_z$	$N mm^{-2}$	Zugspannung
$\sigma_{z,0}$	$N mm^{-2}$	Vorspannung
$\Phi$	rad	Toruswinkel
$\dot{\tau}$	$s^{-1}$	Scherrate
$\tau$	-	Transmissionsgrad
$\vartheta_G$	$^\circ C$	Glasübergangstemperatur
$\vartheta$	$^\circ C$	Temperatur in Celsius-Skala
$\vartheta_{d(0,5\%)}$	$^\circ C$	Zersetzungstemperatur
$\vartheta_S$	$^\circ C$	Schmelztemperatur



# 1 Einleitung

Die Entwicklung neuartiger Materialkombinationen, wirtschaftlicher Herstellprozesse und flexibler Fertigungsverfahren ist einer der Schlüssel zu effizienten, nachhaltigen und in hohem Maße leistungsfähigen Produkten. Die Umformtechnik stellt hierbei eine Disziplin der Produktionstechnik dar, die sich diesen Themen mit Methoden der Ingenieurwissenschaften widmet, um zukunftsfähige Fertigungsverfahren zu entwickeln.

Verbundwerkstoffe und insbesondere die Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) bieten ein hohes Potential zur Individualisierung und einsatzgerechten Auslegung unterschiedlichster Bauteile. Dabei werden gemäß konstruktiver Grundsätze durch die Verbindung unterschiedlicher Materialien deren physikalische und chemische Eigenschaften so kombiniert, dass die individuellen Anforderungen des einzelnen Produktes gedeckt werden. Während die Anfänge der Verbundwerkstoffe insbesondere auf die Kombination natürlicher Rohstoffe und Ressourcen zurückzuführen sind, ist die weitere Entwicklung stark durch den technologischen Fortschritt, insbesondere die Herstellung synthetischer Materialien, geprägt. Der zunehmend beschleunigte technologische Fortschritt der beiden vergangenen Jahrhunderte hat durch die Entwicklung der industriellen Produktion von Polymeren den Weg zu den FKV geebnet. Innerhalb der FKV nehmen die Faser-Thermoplast-Verbunde (FTV) einen immer größeren Stellenwert ein. Dies vor allem aufgrund der grundsätzlichen Eignung zur Rezyklierung, der chemischen Beständigkeit, verkürzter Prozesszeiten, der Schweißbarkeit und der Möglichkeit zur Kombination mit dem Spritzguss. Darüber hinaus sind Transport, Lagerung und Handling der oftmals vorimprägnierten und konsolidierten Halbzeuge vorteilhaft gegenüber den nassen duromerbasierten FKV-Halbzeugen.

Die vorgenannten Gründe haben zur Entwicklung von Bauteilen aus endlosfaserverstärkten Thermoplasten (continuous fiber reinforced thermoplastics) (CFRTP) in einer Vielzahl von Anwendungsbereichen geführt. So werden CFRTP-Bauteile unter anderem im Fahrzeugbau (Laderaumwanne GMC Sierra Denali vgl. TEIJIN [165]), im Flugzeugbau (z.B. Thermoplast-Rippen-Flügel A380 vgl. HAANAPPEL [72]) und nicht zuletzt in der Sportausstattung (z.B. Mountainbike-Pedal-Kurbel vgl. W. MUEHLEN [175]) eingesetzt. Die Vielfältigkeit der Einsatzorte und Einsatzzwecke machen das Potential der CFRTP deutlich und führen gemäß FLEISCHER et al. [56] zu einer Vielzahl an Produktionsverfahren. Dabei ist nach KOUMOULOS et al. [92] die Entwicklung von wirtschaftlichen Prozessen grundlegende Voraussetzung und Zielsetzung der aktuellen Forschung, um CFRTP auch in großen Bauteilserien dauerhaft zu etablieren.

CFRTP-Bauteile haben in den vergangenen Jahrzehnten die Entwicklung von experimentellen und prototypischen Einsatzfeldern hin zur industriellen Reife und prozessi-



chere Serienfertigung durchlaufen. Insbesondere die Fertigung von Bauteilen aus flächigen Halbzeugen, im Speziellen Organoblechen, ist sehr weitreichend untersucht worden. Dies umfasst sowohl die Herstellung der Halbzeuge, als auch die Entwicklung und Optimierung der erforderlichen Formprozesse sowie die begleitende Simulation dieser Prozesse. Neu- und Weiterentwicklungen im Bereich der Fertigung von Profilen aus CFRTP haben in der jüngeren Vergangenheit auch diesen Halbzeugen Anwendungsszenarien erschlossen. Dazu zählen auch die Verfahren zur Herstellung von profilmförmigen Halbzeugen und Bauteilen, wie u. a. von GARTHAUS et al. [59], EHLEBEN et al. [48] und ENGEL et al. [51] vorgestellt. Derartige Profile können zum einen direkt als Bauteil zur Anwendung kommen, etwa als aussteifendes Element in flächigen Baugruppen, oder aber als Halbzeug nachfolgenden weiteren Fertigungsschritten zugeführt werden. Insbesondere die Fertigung von CFRTP-Rohren in Wickel- und Flechtprozessen ist zur Serienfertigung weiterentwickelt worden. Die zunehmende Anzahl an Herstellern von Tapehalbzeugen für diese Prozesse wirkt zudem auf eine weitere Verbreitung aufgrund niedrigerer Fertigungskosten der Halbzeuge hin. Im Tapewickel- und -flechtverfahren ist die Herstellung gerader Rohre möglich. Die Fertigung gekrümmter Rohre ist nur für geringe Krümmungen (große Biegeradien) möglich. Zudem wird ein gekrümmter Kern benötigt, der nachträglich wieder aus dem Rohr entfernt werden muss.

Das Umformen und speziell das Biegen profilmförmiger Halbzeuge ist in der industriellen Praxis fest etabliert. Jedoch beschränken sich die vielfältigen Verfahrensvarianten auf metallische Halbzeuge und sind für diese Werkstoffe gezielt entwickelt worden. Das Biegen von CFRTP-Profilen ist derzeit nicht Stand der Technik. Durch die Verwendung einer thermoplastischen Matrix ist bei CFRTP-Rohren die nachträgliche Formgebung möglich. Durch die Entwicklung eines geeigneten Biegeverfahrens können so die Prozessgrenzen der vorgenannten Fertigungsverfahren überwunden werden und neue Einsatzbereiche für CFRTP-Rohre erschlossen werden. Obwohl teilweise bereits gebogene Faserverbundrohre mit thermoplastischer Matrix am Markt beworben werden, ist bislang keine systematische Darstellung der verwendeten Prozesse und der resultierenden Eigenschaften der Rohre bekannt.

## 2 Stand der Forschung

Das Kapitel *Stand der Forschung* beinhaltet die zum Verständnis der nachfolgenden Kapitel erforderlichen Grundlagen zum Forschungsstand des Formens von CFRTP, zur Simulation und Berechnung der zugehörigen Prozesse und zum Rotationszugbiegen.

### 2.1 Faser-Thermoplast-Verbunde

Die Faser-Thermoplast-Verbund (FTV) stellen eine Gruppe der FKV dar, welche wiederum den Verbundwerkstoffen im Allgemeinen zugeordnet sind. SCHÜRMAN [150] empfiehlt, die Bezeichnung FKV auf Verbundwerkstoffe mit einer Faserlänge von mindestens 25 mm zu beschränken, während u. a. AVK [7] und MENGES et al. [116] den Begriff FKV allgemein verwenden. In dieser Arbeit bezeichnen FKV sämtliche Kombinationen aus polymeren Matrixsystemen und Fasern, während der Begriff FTV speziell für die Kombination aus thermoplastischer Matrix und Verstärkungsfasern verwendet wird. Noch spezieller bezeichnen CFRTP diejenigen FTV, die mit Endlosfasern verstärkt sind.

#### 2.1.1 Einteilung der FTV

Eine erste Unterteilung der FKV erfolgt anhand der für die Matrix verwendeten Werkstoffklassen. Dies sind nach EHRENSTEIN [49] Duroplaste, Elastomere und Thermoplaste, als Variante existieren zusätzlich die thermoplastischen Elastomere. Anhand der Faserlängen erfolgt nach SCHÜRMAN [150] eine Unterteilung in kurz- ( $l < 0,1 - 1$  mm), lang- ( $l \approx 1 - 50$  mm) und endlosfaserverstärkte ( $l > 50$  mm) FKV.

Die Faserwerkstoffe sind von erheblicher Bedeutung für das Verhalten des Verbunds unter mechanischer Last, sowie die elektrischen und thermischen Eigenschaften. Zur Anwendung kommen unter anderem synthetische Fasern aus Glas, Kohlenstoff oder Aramid, die in allen der vorgenannten Längenbereiche hergestellt werden können. Zudem werden Naturfasern u. a. aus Hanf, Flachs oder Jute verwendet, die aufgrund des natürlichen Wachses nicht als Endlosfaser oder Filament existieren können. Naturfasern besitzen gegenüber den synthetischen Fasern eine geringere Festigkeit und einen geringen Elastizitätsmodul, bieten demgegenüber aber Vorteile hinsichtlich des Dämpfungsverhaltens, der Kosten und des Gewichts. Als nachwachsender Rohstoff bieten die Naturfasern darüber hinaus Vorteile der Verfügbarkeit und haben das Potential, die Ökobilanz von Bauteilen positiv zu beeinflussen.

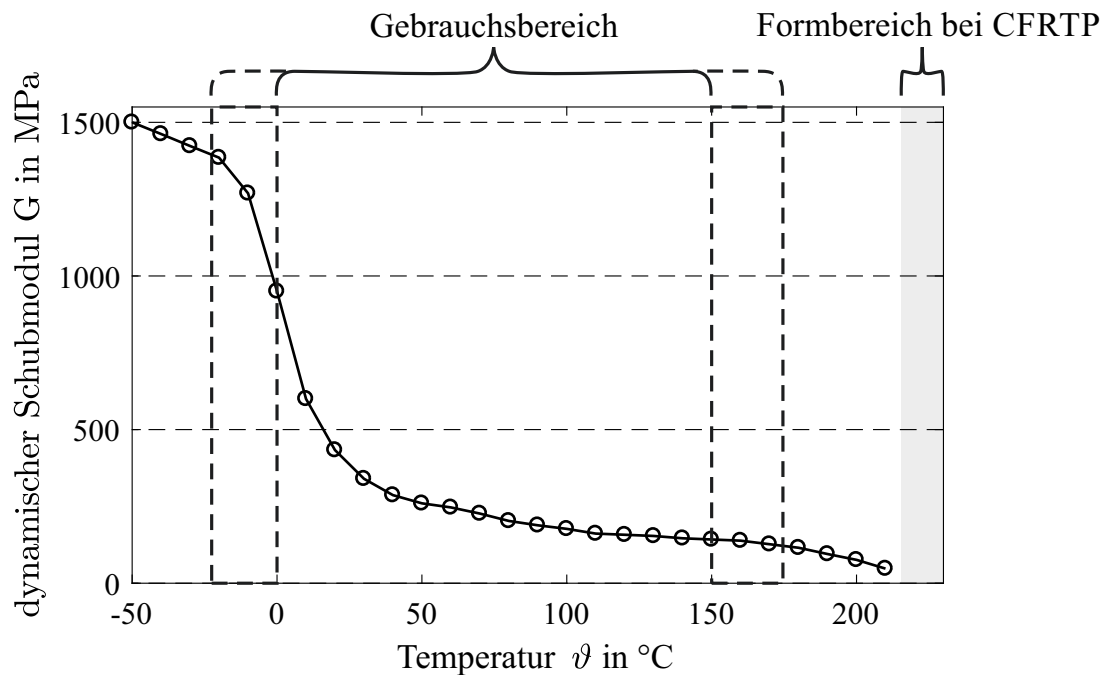
CFRTP werden auch anhand des Faserhalbzeugs unterschieden. Die Fasern können in Form von Rovings zu Geweben, Gelegen, Geflechten oder Gestriicken verar-

beitet sein. Einzelne Filamente bilden in paralleler Ausrichtung ein unidirektionales (UD)-Halbzeug. Rovings können aus Filamenten eines einzelnen Werkstoffs oder einer Kombination aus Werkstoffen bestehen. Beispielhaft seien hier Verstärkungsfasern aus Kohlenstoff, Glas oder Aramid in Kombination mit Matrixfasern aus Polyamid (PA), Polypropylen (PP) oder Polyetheretherketon (PEEK) genannt. In diesem Fall spricht man von hybriden Rovings oder Garnen. Hybride Rovings ermöglichen die Herstellung textiler Halbzeuge, die ohne weitere Verarbeitungsschritte, wie etwa dem Vorkonsolidieren in einer Doppelbandpresse, einem Formprozess zugeführt werden können.

Die Matrixsysteme der FTV unterscheiden sich in der Polymerstruktur der Thermoplaste. Man unterscheidet zwischen teilkristallinen und amorphen Thermoplasten. Das Verhalten der Thermoplaste ist dabei stark temperaturabhängig. In amorphen Thermoplasten sind die Makromoleküle chaotisch ineinander verschlungen. Durch Zufuhr von Energie in Form von Wärme sinkt die Kraft, die zum Abgleiten der Makromoleküle aneinander erforderlich ist, rapide ab. Der Thermoplast hat in diesem Zustand einen pastösen Schmelzecharakter (vgl. MENGES et al. [116]). Der Einsatzbereich amorpher Thermoplaste liegt nach BONTEN [21] stets unter der Glasübergangstemperatur  $\vartheta_G$ . Oberhalb dieser Temperatur ändert sich das Materialverhalten von spröde-elastisch zu hyperelastisch-plastisch und ist somit für die meisten technischen Anwendungen nicht brauchbar. Unverstärkte amorphe Thermoplaste besitzen bereits deutlich unterhalb der Schmelztemperatur ein hohes Formänderungsvermögen und werden in diesem Temperaturbereich verarbeitet.

In teilkristallinen Thermoplasten sind einzelne Makromoleküle lokal zueinander angeordnet und bilden eine quasi-kristalline Struktur. Die Makromoleküle bleiben bis zur Zersetzungstemperatur unvernetzt, besitzen in diesen Bereichen aber ein hohes Ordnungsmaß und werden daher auch als Kristallite bezeichnet. In den eng gepackten kristallinen Bereichen sorgen die Nebervalenzkräfte für eine stabile Bindung zwischen den Makromolekülen. In den nicht kristallinen Bereichen sind die Makromoleküle wiederum chaotisch, also amorph, angeordnet. Wird ein teilkristalliner Thermoplast über Glasübergangstemperatur erwärmt, ist in den amorphen Bereichen bereits ein Abgleiten möglich. Die Bindung in den kristallinen Bereichen hingegen bleibt stabil und führt dazu, dass der Thermoplast auch oberhalb der Glasübergangstemperatur eine relativ hohe Zugfestigkeit behält (vgl. BONTEN [21]). Die Brown'sche Molekularbewegung führt bis zur Schmelztemperatur dazu, dass sich die Bindung zwischen den Makromolekülen im kristallinen Bereich auflöst. Oberhalb der Schmelztemperatur sind dann alle intermolekularen Bindungen aufgelöst und der Thermoplast ist vollständig in den schmelzförmigen Zustand übergegangen. Die vorgenannten Eigenschaften führen nach HOPMANN et al. [78] zu dem in Abb. 2.1 dargestellten charakteristischen Verlauf des Schubmoduls über der Tem-

peratur.



**Abbildung 2.1:** Temperaturabhängigkeit des Schermoduls bei dem teilkristallinen Thermoplast PA6 (Ultradid®B3K, Datenquelle: M-BASE ENGINEERING + SOFTWARE GMBH [103])

### 2.1.2 Kennwerte von FTV

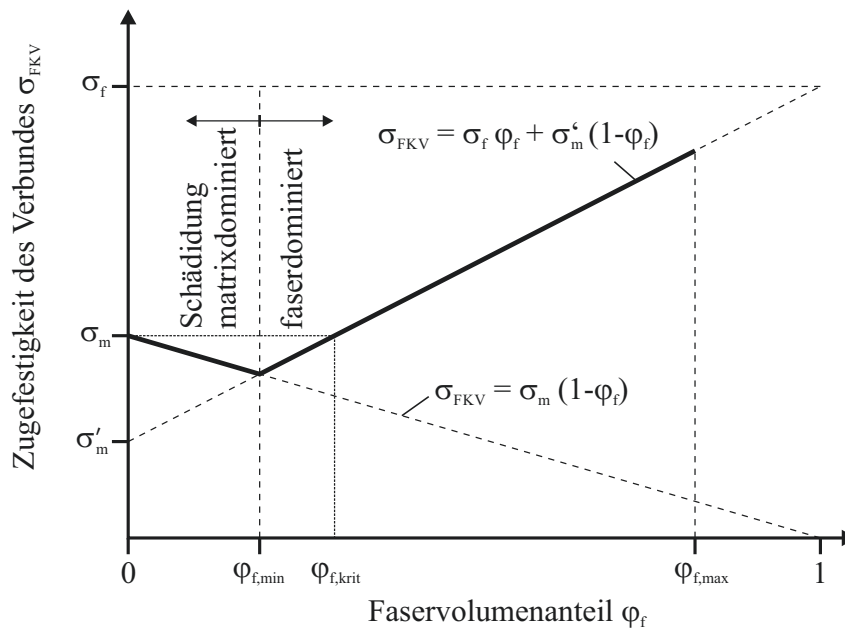
Zur Beschreibung und Einordnung des physikalischen Verhaltens der FTV werden verschiedene physikalische und chemische Kennwerte verwendet. Es ist zu unterscheiden zwischen Kennwerten des Verbunds und Kennwerten der einzelnen Komponenten. Teilweise können Verbundkennwerte durch Mischregeln und einfache Ersatzsysteme aus den Kennwerten der Einzelkomponenten bestimmt werden. Die Kennwerte können zum Aufbau physikalischer Modelle genutzt werden. Aufgrund der starken Anisotropie der FTV müssen einige dieser Kennwerte richtungsabhängig angegeben werden. Nachfolgend sind die für diese Arbeit relevanten Kennwerte erläutert und einige charakteristische Werte angegeben.

Der **Faservolumenanteil**  $\varphi_f$  ist ein Verbundkennwert und gibt das Verhältnis des Volumens der Fasern zu einem Bezugsvolumen an und wird formell nach Gl. 2.1 definiert

$$\varphi_f = \frac{V_f}{V_{\text{Verbund}}}. \quad (2.1)$$

Dieses Verhältnis wird in der Regel global für ein Verbundbauteil oder -halbzeug ange-

geben. Der Faservolumenanteil kann genutzt werden, um volumetrisch abhängige Kennwerte des Verbunds aus den Kennwerten der Einzelkomponenten zu bestimmen. Ein Beispiel dafür ist die spezifische Wärmekapazität  $c_p$ . Es ist zu berücksichtigen, dass der Faservolumenanteil nur im Spezialfall des zur Faserlängsrichtung orthogonalen Schnitts eines Verbunds mit unidirektional (UD) ausgerichteten Fasern identisch zum Faserflächengehalt ist. Sind demnach von der Querschnittsfläche der Komponenten abhängige physikalische Größen des Verbunds zu bestimmen, darf nur im vorgenannten Fall der Faservolumengehalt zur Berechnung genutzt werden. Der Faservolumengehalt kann bei einer hexagonalen Packung der Fasern maximal ca. 91 % betragen, in der Praxis werden jedoch niedrigere Werte angestrebt. FTV-Halbzeuge weisen häufig Faservolumenanteile zwischen 40 % und 60 % auf, für ausgewählte Tapehalbzeuge ist in Tab. 2.1 der Faservolumenanteil gelistet. Eine vereinfachende Theorie zur Bestimmung der kritischen Faservolumenanteile ist in Abb. 2.2 dargestellt. Dabei wird die Zugfestigkeit des Verbunds  $\sigma_{FKV}$  vereinfacht über die Einzelfestigkeiten der Matrix  $\sigma_m$  und der Fasern  $\sigma_f$ , bzw. der Streckgrenze der Matrix  $\sigma'_m$  berechnet. Unterhalb eines minimalen Faservolumenanteils schwächen die Fasern den Verbund, anstatt diesen zu verstärken. Unterhalb des verbundspezifischen kritischen Faservolumenanteils  $\varphi_{f,krit}$  führt die Faser zu keiner Festigkeitssteigerung, da die Festigkeit der Matrix noch darüber liegt. Erst ab einem Faservolumenanteil oberhalb von  $\varphi_{f,krit}$  führen die Verstärkungsfasern zu einer Erhöhung der Verbundfestigkeit gegenüber der Festigkeit der unverstärkten Matrix.



**Abbildung 2.2:** Grafische Darstellung der vereinfachten Theorie zur Bestimmung der kritischen Faservolumenanteile nach SHAH et al. [151]

Der **Zug- oder Elastizitätsmodul**  $E$  ist ein mechanischer Kennwert, der der Beschreibung des linear-elastischen Verhaltens eines Materials unter Zugbelastung dient. Der Zugmodul von FTV mit Endlosfaserverstärkung muss richtungsabhängig angegeben werden, wobei häufig zur Vereinfachung aufgrund makroskopischer transversaler Isotropie nur zwei zueinander orthogonale Richtungen unterschieden werden. Während beispielsweise bei Organoblechen mit 2/2-Körper-Gewebehalbzeug und einer 0°/90°-Stapelung die Zugmoduln in Kett- und Schussrichtung nur geringfügig voneinander abweichen, weichen diese Parameter bei UD-Halbzeugen deutlich voneinander ab. Durch Wickeln hergestellte Bauteile werden in den meisten Fällen in Form eines ausgeglichenen Winkelverbunds (AWV) hergestellt. Hier sind insbesondere der AWV45 (Ziel: Torsionssteifigkeit) und der AWV54,7 (Ziel: Festigkeit bei radialer Druckbeaufschlagung) zu nennen. Die Bestimmung des Elastizitätsmoduls bei UD-Halbzeugen erfolgt nach *DIN EN ISO 527-5* [44]. Aufgrund der Vielzahl von möglichen Materialkombinationen ist die Angabe von charakteristischen Wertebereichen nicht zielführend, beispielhaft werden jedoch zur Einordnung die Moduln  $E_{\parallel}$  in Faserrichtung einiger Tapes mit Verstärkungen aus Kohlenstofffaser (CF) und Glasfaser (GF) und einer Matrix aus Polyamid 6 (PA6) und Polycarbonat (PC) in Tab. 2.1 angegeben.

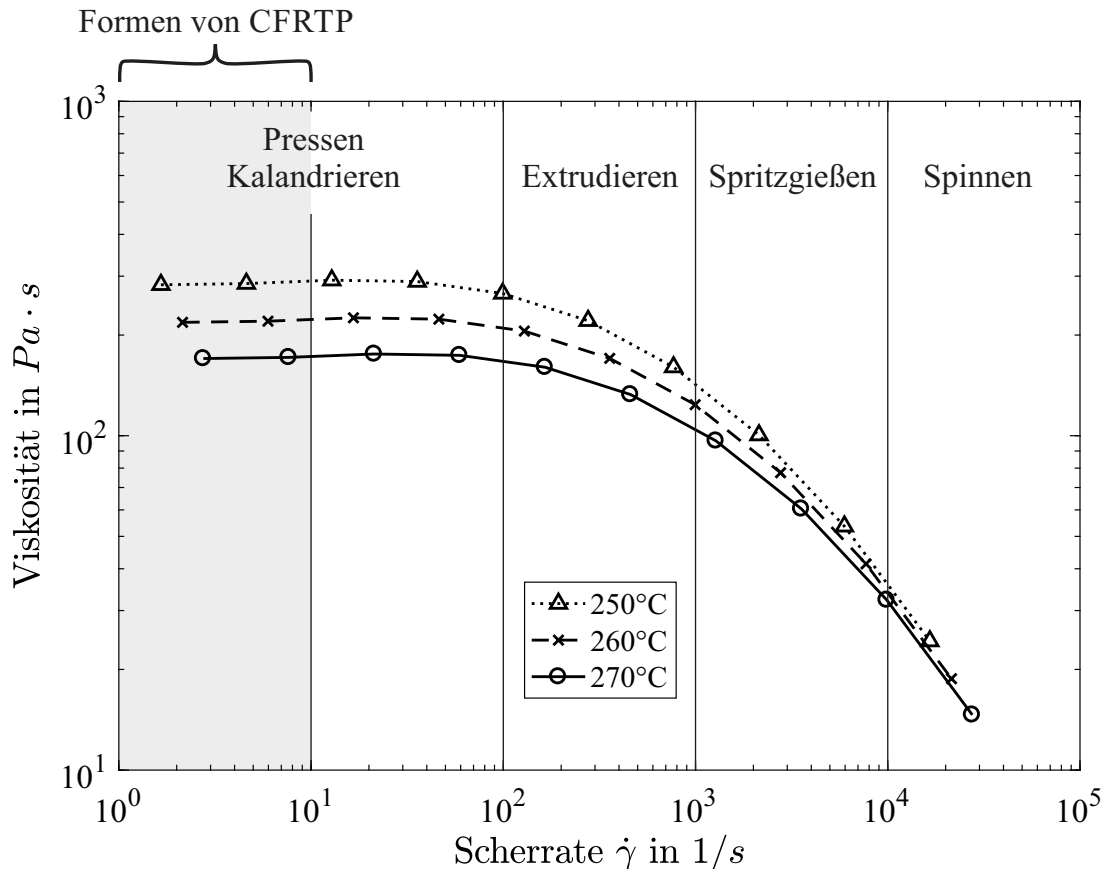
**Tabelle 2.1:** Zugmodule von CF- und GF-Tapes verschiedener Hersteller

Hersteller (Quelle)	Bezeichnung	Werkstoff		$E_{\parallel}$ in MPa	$\varphi_f$ in %
		Faser	Matrix		
Covestro ([103])	Maezio <sup>TM</sup> CF GP 1000T	CF	PC	105	44
Celanese ([29])	Celstran <sup>TM</sup> CFR-TP PA6 CF60-03	CF	PA6	100	48,5
Celanese ([29])	Celstran <sup>TM</sup> CFR-TP PA6 GF60-03	GF	PA6	29,7	40
DSM ([46])	Akulon <sup>®</sup> PA6-HC10 UD	GF	PA6	110	38,5
DSM ([46])	Akulon <sup>®</sup> PA6-HG12 UD	GF	PA6	31,8	39,5
MaruHachi ([106])	CF/PA6 Composites MCP1223	CF	PA6	120	52
MaruHachi ([107])	CF/PA6 Composites MCP1239	GF	PA6	38	40
Toray ([168])	Toray Cetex <sup>®</sup> TC910 PA6 CF	CF	PA6	100	48*
Toray ([168])	Toray Cetex <sup>®</sup> TC910 PA6 GF	GF	PA6	30	40*

\* aus Matrixmassenanteil und Rohdichten berechnet

Die **Viskosität**  $\eta$  ist ein rheologischer Kennwert, der den Widerstand der thermoplastischen Matrix gegen Fließen beschreibt. Je höher die Viskosität, desto weniger fließfähig ist der Thermoplast. Die Viskosität wird in Rheometern bestimmt und ist maßgeblich abhängig von der Temperatur und der auftretenden Scherrate (vgl. BONTEN [21]). Erst eine fließfähige Matrix ermöglicht u. a. nach BREUER [22] das Abgleiten einzelner Faserlagen zueinander und hat folglich direkten Einfluss auf die Formung von CFRTP. Die

Scherrate ist insbesondere bei schnelllaufenden Prozessen wie dem Spritzgießen oder dem Spinnen von hoher Bedeutung. Eine qualitative Einordnung der Verarbeitungsprozesse zur Schergeschwindigkeit bei PA6 ist in Abb. 2.3 dargestellt. Zur Beschreibung



**Abbildung 2.3:** Einordnung unterschiedlicher Thermoplastprozesse zu prozesstypischen Schergeschwindigkeiten in Anlehnung an OBERBACH et al. [126] und AVK [7], mit Daten für Ultramid®B3K aus M-BASE ENGINEERING + SOFTWARE GMBH [103]

des thermischen Verhaltens von FTV sind die nachfolgend erläuterten Kennwerte zur Wärmeübertragung und -speicherung erforderlich, wie sie u. a. durch HEMMINGER et al. [75], LUCAS [102] und BAEHR et al. [8] beschrieben werden.

Der **Emissionsgrad**  $\varepsilon$  ist physikalisch betrachtet kein thermischer, sondern ein optischer Kennwert. Aufgrund der Verwendung in dieser Arbeit wird er jedoch den thermischen Kennwerten zugeordnet. Der Emissionsgrad gibt an, welcher Anteil von der auf eine Körperoberfläche treffenden Gesamtstrahlungsleistung vom Körper emittiert wird und nimmt gemäß Gl. 2.2 Werte im Bereich von 0 bis 1 ein.

$$0 \leq \varepsilon \leq 1 \quad (2.2)$$

Der Emissionsgrad ist abhängig von der Wellenlänge der Strahlung, wird in der praktischen Anwendung zur Temperaturmessung jedoch in aller Regel als Mittelwert über dem erfassten Wellenlängenbereich bestimmt. Weiterhin ist der Emissionsgrad auch von der Temperatur des zu messenden Objekts abhängig, wobei die Größenordnung der Änderung wiederum vom zu messenden Material abhängt. So können unter anderem nach CAGRAN [26] beispielsweise Phasenänderungen zu einer erheblichen Änderung des Emissionsgrads führen. Zusätzlich ist der Emissionsgrad abhängig von Abstrahlrichtung.

Messtechnisch kann der Emissionsgrad durch Erfassung der Strahlung des zu untersuchenden Probenmaterials mittels Pyrometer und Abgleich mit einer Referenztemperatur durch berührende Temperaturmessung bestimmt werden. Alternativ kann die Bestimmung mit einer Thermokamera durch Messung einer isothermen Materialprobe erfolgen, auf deren Oberfläche ein Teilbereich mit einem bekannten Emissionsgrad versehen wurde, etwa durch Aufbringen einer wärmeleitenden Lackschicht oder von Klebepunkten. Durch den Abgleich der Temperatur auf der unpräparierten Probenoberfläche und der mit bekanntem Emissionsgrad wird der Emissionsgrad bestimmt. Die Emissionsgrade für Kohlenstofferzeugnisse werden mit 0,95 bis 0,98 angegeben (vgl. SIEGEL et al. [152], WOLFE [181]), für PA6 werden Werte zwischen 0,8 und 0,85 (vgl. OKADA et al. [127], ZHANG et al. [183], MASON et al. [108]) angegeben. Für CF-Tapes sind in der Praxis angewandte Werte im Bereich von 0,9 bis 0,98 bekannt.

Die **spezifische Wärmekapazität**  $c_p$  ist gemäß *DIN 51007* [40] die zur Erhöhung der Temperatur einer Substanz um einen bestimmten Betrag erforderliche Wärmemenge. Dabei darf sich weder die Masse der Probe ändern, noch darf es innerhalb des Temperaturintervalls zu einer Phasenumwandlung erster Ordnung kommen. Die spezifische Wärmekapazität ist somit der Proportionalitätsfaktor in der Relation einer zu- oder abgeführten Wärmemenge zur Masse und Temperaturdifferenz eines Körpers. Im Allgemeinen ist die spezifische Wärmekapazität nicht konstant und wird über die Formulierung in Gl. 2.3 definiert.

$$dQ = m \cdot c_p(T)dT \quad (2.3)$$

Die formale Darstellung für den Fall einer abschnittweisen konstanten spezifischen Wärmekapazität, wie in Gl. 2.4 gezeigt, führt zur Einheit  $\frac{J}{kgK}$ .

$$c_p = \frac{Q}{m(\vartheta_2 - \vartheta_1)} \quad (2.4)$$

Aufgrund der Temperaturabhängigkeit von  $c_p$  muss die Angabe immer unter Angabe der Referenztemperatur erfolgen.

Bei bekannter Dichte der Einzelkomponenten eines Verbundes und ihrer jeweiligen



Volumenanteile kann makroskopisch die spezifische Wärmekapazität des Gesamtverbundes aus den Mischungsregeln bestimmt werden. Bei teilkristallinen Thermoplasten kommt es aufgrund des Wärmebedarfs bei der Aufschmelzung kristalliner Bereiche zu einer Unstetigkeit in der Beziehung zwischen Temperatur und spezifischer Wärmekapazität. Vollständiges Aufschmelzen und vollständige Rekristallisation definieren ein Temperaturintervall, in dem die kristallinen Strukturen ab- bzw. aufgebaut werden. Dadurch unterscheidet sich die Stelle der Unstetigkeit der  $c_p$ - $T$ -Kurve in der Aufheiz- und Abkühlphase. Zur Bestimmung der temperaturabhängigen spezifischen Wärmekapazität wird u. a. nach GRELLMANN et al. [66] die Dynamische Differenz-Thermoanalyse (Differential Scanning Calorimetry) (DSC) angewandt. Die DSC liefert als Messergebnis die dem zu prüfenden Material und einem Referenzmaterial zugeführte Wärmemenge und die Proben temperatur. Daraus lässt sich nach Gl. 2.3 die spezifische Wärmekapazität berechnen.

Die spezifische Wärmekapazität von PA6 wird mit Werten von  $1,5 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$  bis  $1,7 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$  angegeben (vgl. N.N. [120]).

Die **Wärmeleitfähigkeit**  $\lambda$  ist ein Maß für das Vermögen eines Stoffes, thermische Energie in Form von Wärme zu transportieren. Ein homogenes, isotropes Material besitzt eine konstante, richtungsunabhängige Wärmeleitfähigkeit. Während für viele Konstruktionswerkstoffe diese Annahme makroskopisch zutrifft, ist dies bei FTV aufgrund des inhomogenen, in aller Regel anisotropen Aufbaus nicht der Fall. In diesem Fall müssen zumindest die Wärmeleitfähigkeiten in den drei Raumrichtungen getrennt voneinander betrachtet werden. Zusätzlich ist bei vielen Werkstoffen eine Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit gegeben, insbesondere dann, wenn es zu Änderungen in der Mikrostruktur des Materials kommt, wie es z. B. bei einem Phasenübergang durch Aufschmelzen der Fall ist. Die Wärmeleitfähigkeit kann durch Berechnung aus der Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit mittels instationärer Laser-Flash-Analyse erfolgen, oder über stationäre Messmethoden, bei denen ein stationärer Wärmestrom durch das zu untersuchende Material eingestellt wird. Je nach Beschaffenheit des Probenmaterials und der zu untersuchenden Temperaturbereiche wird das Messverfahren ausgewählt. Die Wärmeleitfähigkeit ist vom Flächenverhältnis von Fasern und Matrix abhängig.

### 2.1.3 Herstellung von FTV-Rohrhalbzeugen

Nach MEINBERG et al. [114] ist ein Halbzeug charakterisiert als Material mit definierter Form, Oberfläche und definiertem Zustand. Somit ist die Faserverstärkung in FTV ein Halbzeug, ebenso wie das Thermoplast-Granulat beziehungsweise die Thermoplast-Folie vor der Herstellung des Verbundes. Aus der Zusammenführung dieser Komponenten

ten kann wiederum ein Halbzeug entstehen, das weiterführenden Prozessen zugeführt wird. Nachfolgend werden Grundlagen der Herstellung von CFRTP-Rohren speziell im Wickelverfahren beschrieben und weitere alternative Herstellungsverfahren benannt.

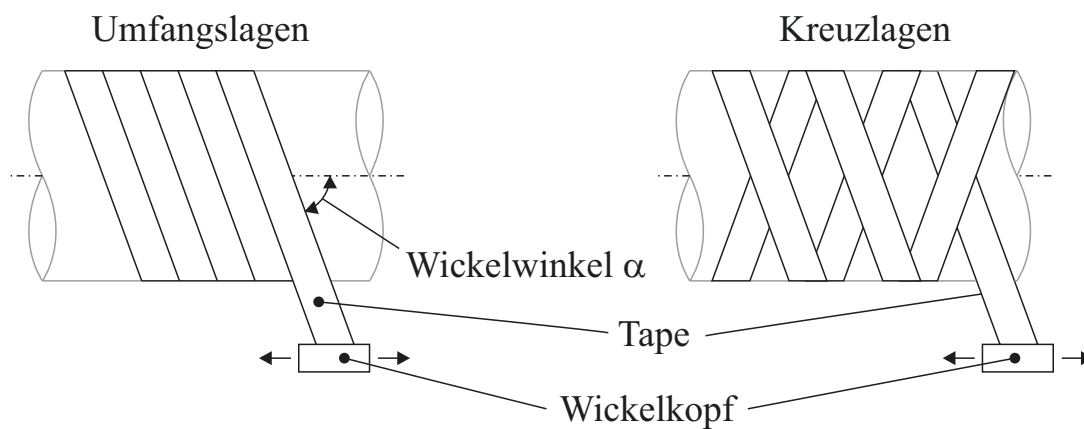
Ausgangsmaterial für das Tapewickeln sind thermoplastische Tapes mit Endlosfaserverstärkung. Zur Herstellung dieses Tapes muss das UD-Faserhalbzeug mit der thermoplastischen Matrix imprägniert werden. Um die Haftung der Matrix auf der Faseroberfläche zu verbessern, wird diese bei der Herstellung des Faserhalbzeugs mit einer Schlichte versehen.

Zur Imprägnierung muss die Viskosität der Matrix herabgesetzt werden. Dies wird durch Erwärmen auf Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur erreicht. Unter Druck wird die Matrix mit dem Faserhalbzeug verpresst und abgekühlt. Das UD-Tape wird häufig auf Breiten in der Größenordnung von 1 m hergestellt und dann auf die für den Tapewickelprozess erforderliche Breite zugeschnitten. Zur Herstellung von CFRTP-Rohren mit Durchmessern bis 50 mm werden Tapebreiten zwischen 1/4 Zoll und 1 Zoll verwendet. Das Slitting (engl. to slit - schlitzen) genannte Konfektionieren der Tapes auf Breiten für Flecht- oder Wickelverfahren birgt das Risiko ungleichmäßiger Faservolumenanteile, Tapedicken und Imprägniergüten. Zur Minimierung dieses Risikos werden u. a. durch GUILLON et al. [68] und ESSIG et al. [52] Systeme zum Inline Monitoring bei der Tapeherstellung entwickelt.

Beim Tapewickelverfahren wird das aufgespulte Tape mittels einer Tapewickelanlage weiterverarbeitet. Diese kann als robotergeführter Wickelkopf oder als eigenständige Anlage, z. B. mit Schlitten zur Längsbewegung der Taperolle, ausgeführt sein. Die zwei grundlegenden Varianten des Prozesses unterscheiden sich in der Ausführung der Rotationsbewegung. Zum einen kann der Wickelkern rotieren und der Tapelegekopf relativ dazu bewegt werden. Zum anderen kann ein Spindelrad um den Kern rotieren, wobei das Spindelrad zusätzlich parallel zur Rotationsachse verfahren wird.

Das Tape wird auf einen Kern oder einen Liner, der wiederum von einem Kern gestützt wird, abgewickelt. Im Falle eines Kerns wird das fertig gewickelte Teil von diesem abgezogen, ein Liner verbleibt im Bauteil. Liner werden verwendet, um druckdichte Bauteile wie Tanks und medienführende Leitungen herzustellen. Als Linermaterial kommen sowohl Thermoplastrohre mit zur Tapematrix identischem Werkstoff, als auch Metallliner zum Einsatz. Das abgespulte Tape wird mittels einer Wärmequelle lokal aufgeschmolzen und auf die darunter liegende Struktur angepresst. Mögliche Wärmequellen sind Laser, Gasflamme, Heißluft oder Infrarotstrahler. Die Wärmequelle ist so ausgerichtet, dass sowohl das abzuwickelnde Tape, als auch der Bereich der Unterstruktur unmittelbar vor dem Abwickelbereich erwärmt wird. Dadurch wird ein Unterkühlen des Tapes und eine daraus resultierende unzureichende Verbindung der unterschiedlichen Tapelagen

vermieden. Das Anpressen erfolgt durch eine Anpressrolle aus einem elastischen Material, häufig wird Silikon verwendet. Durch die Deformierung der Elastomerrolle verteilt sich der Anpressdruck auf eine größere Fläche und verbessert somit die Konsolidierung. Unter der Konsolidierung des Verbundes versteht man das möglichst vollständige Verschmelzen der abgewickelten Lage mit den darunter liegenden Lagen und die Vermeidung von Poren innerhalb des Verbunds. Diese können insbesondere bei hygroskopischen Thermoplasten wie Polyamid durch verdampfendes Wasser entstehen. Die Kinematik der Wickelanlage bestimmt sowohl das Wickelmuster, als auch den Wickelwinkel der Einzellagen. Es wird beim Wickelmuster zwischen der in Abb. 2.4 abgebildeten Kreuz- und der Umfangswicklung unterschieden.



**Abbildung 2.4:** Schematische Darstellung des Umfangs- und Kreuzwickelns

Bei der Kreuzwicklung wird das Tape mit einem Versatz abgewickelt, sodass die Tapekanten des Tapes sich nicht berühren. Dadurch entstehen in jeder Tapelage Freiräume, die für einen tragfähigen Verbund geschlossen werden müssen. Dies wird durch eine alternierende Wickelrichtung von Bahn zu Bahn erreicht, wobei der Wickelwinkel innerhalb einer Lage lediglich das Vorzeichen, nicht jedoch den Betrag ändert. Ist eine geschlossene Tapelage hergestellt, kann der Wickelwinkel geändert werden. Das überkreuzende Abwickeln bedingt eine Überlappung der Tapes. Um eine gleichmäßige Wanddicke über die Länge des Rohres herzustellen, ist es erforderlich die Wickelbahnen so auszulegen, dass alle Tapebahnen gleich oft gekreuzt werden. Dies erfordert mitunter die Anpassung des Wickelwinkels, um einen AWW herzustellen. Das bedeutet für die Auslegung von Bauteilen aus CFRTP-Rohren, dass sowohl die Halbzeugherstellung, als auch die nachfolgende Formgebung einen direkten Einfluss auf die endgültige Faserorientierung im Bauteil haben.

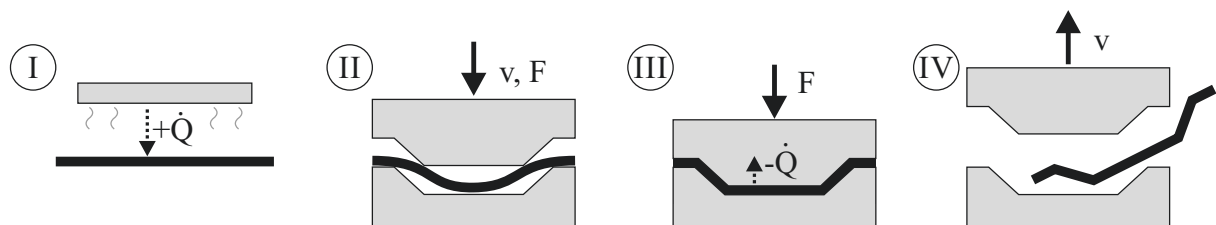
Alternativ zum Tapewickeln nennt GARTHAUS [58] die Thermoplastpultrusion, das druckschlauchbasierte Pressen, Schleuderverfahren, das Heißpressen und das

Profil-Armierungs-Ziehen als mögliche Verfahren zur Herstellung geschlossener FTV-Profile und untergliedert diese anhand der Prozessführung in kontinuierliche, quasi-kontinuierliche und diskontinuierliche Verfahren. Des Weiteren unterscheiden sich die Verfahren anhand der realisierbaren Orientierungen der Faserverstärkung.

## 2.2 Formung von FTV

### 2.2.1 Formprozesse

Zur Herstellung teils komplexer Geometrien aus CFRTP wurden in der Vergangenheit verschiedene Formprozesse entwickelt. STRONG [158] nennt übergreifend das Thermoformen, das Thermobiegen und das Rollformen von flächigen Halbzeugen, wobei das Thermoformen die größte Verbreitung aufweist. Die Kombination und Variation dieser grundlegenden Verfahren führt zur Entwicklung weiterer Prozessvarianten, die häufig auf spezielle Anforderungen an die herzustellenden Bauteile zurückzuführen sind. Die grundlegenden Prozessschritte beim Thermoformen sind nach SOULAT et al. [155] das in Abb. 2.5 dargestellte Aufheizen (I), Einformen (II), Rekonsolidieren (III) und die Entnahme des fertigen Bauteils (IV). Diese vier Prozessschritte finden sich auch in allen



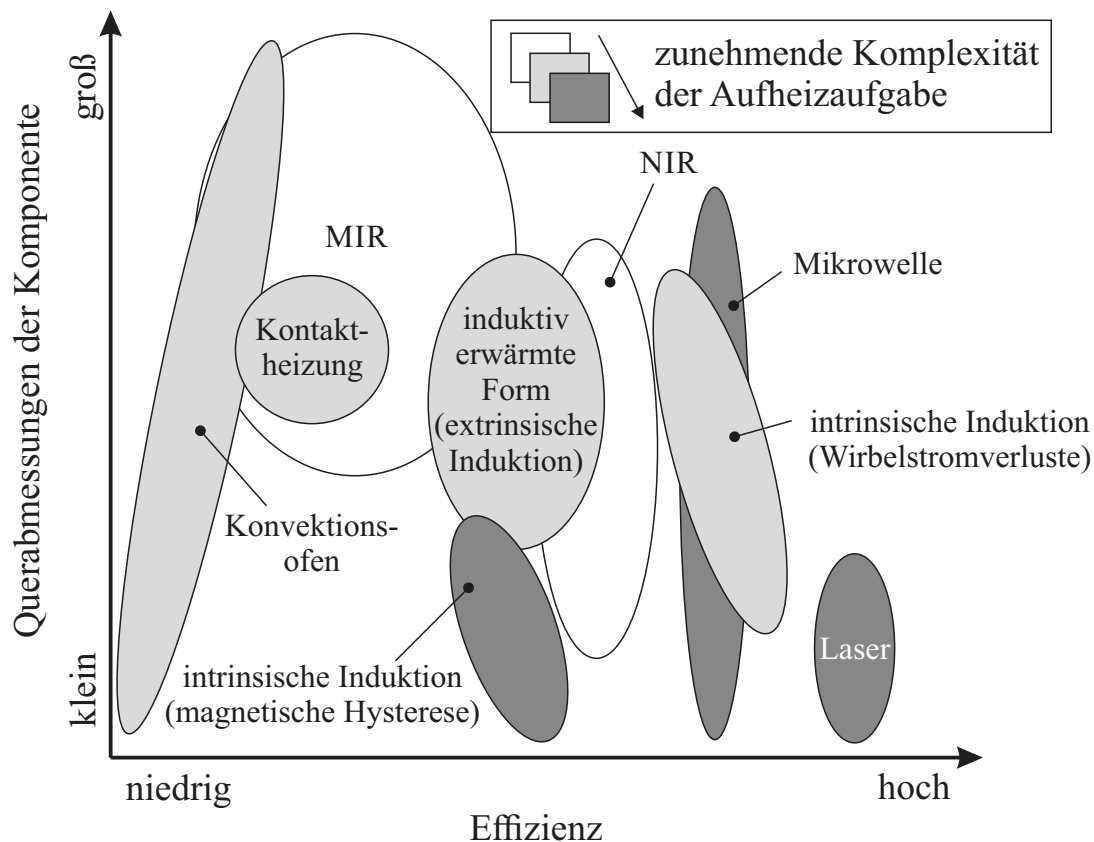
**Abbildung 2.5:** Grundlegende Prozessschritte bei der Formung von FTV

weiteren Formprozessen für CFRTP, wobei nach NEITZEL et al. [122] teilweise zusätzliche Schritte wie das Positionieren des erweichten Halbzeugs oder ein abschließendes Besäumen des geformten Teils hinzu kommen. CREASY [37] nennt davon abweichend die u. a. von VAN RIJSWIJK et al. [170] vorgestellte Entwicklung von Verfahren mit in-situ-Polymerisation, deren Vorteil nach MENGES et al. [115] unter anderem in der deutlich niedrigeren Viskosität des Präkursors und der Nutzung der Polymerisationswärme liegt. Weiterhin sind Verfahren möglich, bei denen hybride Strukturen durch Formung von CFRTP und gleichzeitiges Fügen mit einem weiteren, häufig metallischen Bauteil erfolgt. Beispielhaft seien hier die durch BARFUSS et al. [9] und LIES et al. [96] beschriebenen Verfahren genannt. Am Lehrstuhl für Umformtechnik der Universität Siegen (UTS) wurde durch JUNGE [85] ein Gleitziehbiegeverfahren entwickelt das

die Herstellung von offenen Profilen aus Organoblech mit nur einer Werkzeugstufe ermöglicht. Das Verfahren stellt eine Alternative zu dem werkzeugintensiven Verfahren der unter anderem durch HENNINGER [76] beschriebene Rollformung von Organoblech dar und beinhaltet ebenfalls die nachfolgend beschriebenen Prozessschritte zur Formung von FTV. GERTNER et al. [62] stellen einen Rollbiegeprozess vor, bei dem lokale Biegeoperationen an einem FTV-Blechhalbzeug durchgeführt werden. Dazu wird das Blech lokal erwärmt, geformt und abgekühlt. Das Verfahren macht es möglich, Biegebauteile mit variablem Radius aus Organoblechen herzustellen. REESE [135] beschreibt einen Prozess zum Formen von Faserverbundrohren.

### Aufheizen

Das Aufheizen des CFRTP-Halbzeugs erfolgt u. a. nach BEISS [12] mittels Wärmestrahlung (z. B. IR-Strahler, Laser, offene Flamme), Konvektion (z. B. Warmluft) und Konduktion (z. B. Kontaktheizung, Induktion, dielektrische Erwärmung). Abb. 2.6 nach BAYERL et al. [10] stellt den Zusammenhang zwischen Aufheizeffizienz und Halbzeugdimensionen für unterschiedliche Aufheizverfahren dar. Die Wahl des Heizverfahrens



**Abbildung 2.6:** Vergleich gängiger Heizverfahren nach BAYERL et al. [10]

hängt von den Abmessungen des Halbzeugs, den Verbundkomponenten und der erforderlichen Größe der Aufheizzone ab. Halbzeuge mit großer Oberfläche können durch Warmluft oder Infrarot-Strahler vollflächig erwärmt werden, wobei im Falle der Strahler eine Einschränkung der Aufheizzone durch Reflektoren erreicht werden kann. Großflächige Aufheizzonen lassen sich wirtschaftlich nicht mittels Laser umsetzen, da der Energieeintrag stark lokalisiert erfolgt. Dies ist dann von Vorteil, wenn nur verhältnismäßig kleine Flächen, beziehungsweise Volumen, erwärmt werden sollen, wie etwa beim thermoplastischen Tapewickeln. Verfahren der Wärmestrahlung und Konvektion sind für alle FTV anwendbar, wie auch die Erwärmung durch eine Kontaktheizung.

Die Erwärmung mittels Infrarotstrahlung basiert auf dem Prinzip der Strahlungsabsorption des zu erwärmenden Materials. Das Infrarotspektrum umfasst den Wellenlängenbereich des elektromagnetischen Spektrums von  $0,78\ \mu\text{m}$  bis  $1000\ \mu\text{m}$  und wird teilweise bezüglich der verwendeten Wellenlängen in nahes (NIR), mittleres (MIR) und fernes (FIR) Infrarot untergliedert, wobei die Zuordnung zu den jeweiligen Wellenlängen nicht standardisiert ist und unterschiedlich angewandt wird. Für die technische Anwendung als Heizstrahlung in Produktionsprozessen ist das nahe und mittlere Infrarotspektrum mit Wellenlängen zwischen  $0,78\ \mu\text{m}$  und  $10\ \mu\text{m}$  besonders relevant, da das Maximum der spektralen spezifischen Ausstrahlung nach dem Planckschen Strahlungsgesetz für Körper mit Temperaturen zwischen  $30\ \text{°C}$  und  $2700\ \text{°C}$  in diesem Wellenlängenbereich liegt. Unterschiedliche Bauformen von Infrarotstrahlern ermöglichen die Erwärmung von Halbzeugen aus unterschiedlichen Werkstoffen und in unterschiedlicher Form. Industriell eingesetzt werden vor allem Keramikstrahler, Quarzstrahler, Halogenstrahler, Folienstrahler und Gasstrahler. Die Strahlerbauarten unterscheiden sich in der Lage des Strahlungsmaximums bezüglich der Wellenlänge, der Verteilung der Strahlungsdichte, den Ansprechzeiten und der Robustheit des Aufbaus. Die Anordnung der Strahler hat nach SWEENEY et al. [159] einen erheblichen Einfluss auf die Temperaturverteilung im Werkstück und die Aufheizdauer. Insbesondere wird darauf hingewiesen, dass eine Anordnung der Strahler mit Abstrahlrichtung nach oben günstiger bezüglich der Wärmeverteilung im Werkstück ist, was auf die einsetzenden Wärmeströme an der Oberfläche des Werkstückes zurückzuführen ist. In der Literatur findet man Leistungsdichten zwischen  $10\ \text{kW m}^{-2}$  und  $70\ \text{kW m}^{-2}$  (vgl. BROGAN et al. [23], LABEAS et al. [94]) für die Erwärmung von FTV.

Induktive Erwärmung hat nach LIN et al. [99] unter anderem die Vorteile einer hohen Aufheizrate, sowie die Möglichkeit der lokalisierten, volumetrischen und kontaktlosen Erwärmung. Dies führt unter anderem zum Einsatz der induktiven Erwärmung in Schweißprozessen von FTV, wie etwa durch STOKES [157] und JACKOWSKI et al. [82] untersucht. FINK et al. [55] führen an, dass die Erwärmung durch zwei Effekte

ermöglicht wird: Induzierte Wirbelströme, die zu Wärmedissipation durch den Leiterwiderstand der Kohlefasern führen und Hystereseverlusten durch magnetische Polarisation in dem aufzuwärmenden Material bei Verwendung von Suszeptoren. KIM et al. [90] und BECKER [11] benennen zusätzlich die Wärmeerzeugung an Kreuzungspunkten von Fasern oder Faserbündeln durch Kontaktwiderstand und Hystereseverlusten als Mechanismus und verallgemeinern die Hystereseverluste zur dielektrischen Erwärmung der Matrix. RUDOLF et al. [143] zeigen in einem Versuch, dass die Wärmedissipation durch den Leiterwiderstand der Kohlefasern vernachlässigbar klein ist, verglichen mit den Verlusten an Kreuzungspunkten von Fasern. Ein weiteres Ergebnis der Untersuchung ist, dass in dem betrachteten Frequenzbereich von 650 bis 1000 kHz keine dielektrische Erwärmung des Thermoplasts erfolgt.

Die u. a. durch ASSBECK et al. [6] beschriebene dielektrische Erwärmung von kurzfaserverstärkten FTV kann ebenfalls nur bei bestimmten Verbundkomponenten angewendet werden. Vorversuche an CFRTP-Rohren führten zu starker Lokalisierung der Wärme und infolgedessen zum lokalen Verbrennen der Matrix, ohne dass eine Aufheizzone ausgebildet wurde. REUTER et al. [137] wenden die induktive Erwärmung jedoch erfolgreich bei der Endenformung von CFRTP-Rohren an. Nach KUNZ et al. [93] kann durch Zugabe von Nanopartikeln eine Wärmeerzeugung innerhalb der Matrix ermöglicht werden, die ansonsten mit dieser Methode nicht zu erwärmen ist.

### Einformen und Rekonsolidieren

Das erwärmte Halbzeug wird in dem Formwerkzeug eingeformt und anschließend so weit abgekühlt, dass keine Formänderung bei Entnahme mehr stattfindet. Je nach Ausführung des Werkzeugs und des Prozesses erfolgt die Abkühlung geregelt (variotherm) durch Abkühlen des vorab erwärmten Werkzeugs oder durch den Kontakt mit dem kühleren Werkzeug (isotherm). Zur Formgebung muss ein konturgebendes Werkzeug verwendet werden, wobei sowohl Verfahren mit beidseitig starren Werkzeugen, als auch Varianten mit einseitig starrem Werkzeug und Membran oder doppelseitiger Membran und einseitigem starrem Werkzeug angewandt werden. Da der Verbund durch das Aufschmelzen lokale Delaminationen und Poren aufweist, ist eine Rekonsolidierung erforderlich. Dabei müssen etwaige Fehlstellen wieder mit Matrix gefüllt und die Haftung zwischen Fasern und Matrix wiederhergestellt werden. Es sind demnach vor allem Fließvorgänge der Matrix, die stattfinden. GUTOWSKI et al. [69] liefern dafür bereits früh ein Modell zu Beschreibung dieser Fließvorgänge auf Basis des Darcy-Gesetzes. LIN et al. [98] untergliedern den Konsolidierungsprozess in die Makro-, Mikro- und Molekularebene. BERSEE et al. [14] greifen diese Untergliederung auf, definiert die verschiedenen Ebenen jedoch abweichend der ursprünglichen Definition. Die Makroebene beschreibt

demnach die Abhängigkeit der Verbundeigenschaften (mechanische Eigenschaften, Porengehalt und Faservolumengehalt) von Prozessparametern wie der Temperatur, dem Druck und der Prozessdauer. Neben diesen Prozessparametern werden zusätzlich die Menge an verbliebenem Lösungsmittel innerhalb des Verbunds und die Faser- bzw. Faserhalbzeugarchitektur genannt.

### Abkühlen und Entnahme

Zur Entnahme des Halbzeugs muss dieses so weit abgekühlt sein, dass eine Verformung aus thermisch induzierten Eigenspannungen ausgeschlossen, zumindest aber im technisch sinnvollen Rahmen hinsichtlich Prozesszeit und Abkühlrate minimiert wird. Die Entnahmetemperatur ist maßgeblich von der verwendeten Matrix abhängig. Für teilkristalline Thermoplaste muss die Entnahmetemperatur unterhalb der unteren Kristallisationstemperatur liegen. Diese kann aus den Messwerten DSC gemäß denen in Abb. 4.3 entnommen werden. Für CF/PA6-Verbunde sind Entnahmetemperaturen zwischen 30 °C und 170 °C in der Literatur zu finden (vgl. GARTHAUS [58], TATSUNO et al. [162], SCHMIDT [148]). Grundsätzlich führen Temperaturen unterhalb der Schmelztemperatur des Thermoplasts zur Rückfederung bei der Formung von CFRTP (vgl. PADOVECA et al. [129], ENGEL et al. [50]). MATSUSHITA et al. [109] und TATSUNO et al. [163] untersuchen den Zusammenhang zwischen der Abkühlrate und dem Rück- und Vorfederungsverhalten von CFRTP-Blechen. Mit zunehmender Abkühlrate stellen sie eine zunehmende Tendenz zum Vorfedern fest.

### 2.2.2 Werkzeuge

Werkzeuge für CFRTP-Formprozesse unterscheiden sich neben der Bauform in Material und Funktion, abhängig von dem jeweiligen Formprozess, den anzustrebenden Bauteileigenschaften und den herzustellenden Stückzahlen.

Bei den Formprozessen können Werkzeuge mit flexibler Oberflächenkontur oder starren Werkzeugen unterschieden werden. Ein Beispiel für flexible Werkzeugkonturen ist das Diaphragma-Verfahren nach CATTANACH et al. [28], bei dem eine flexible Membran unter Druckbeaufschlagung ein erwärmtes CFRTP-Halbzeug auf eine starre Werkzeugkontur einformt. Als Membran-Werkstoff wird Silikon verwendet. Starre Werkzeuge werden häufig in Thermoformprozessen verwendet, wobei nach JEHRKE [83] auch hier nachgiebige Werkzeughälften verwendet werden können. Vorteile der starren Werkzeuge sind eine eindeutig definierte Kontur, die Möglichkeit der Werkzeugtemperierung und geringer Verschleiß. Nachteil ist nach OKINE [128] eine über die Halbzeugoberfläche inkonstante Druckverteilung, die bei nachgiebigen Werkzeugen ausgeglichen werden kann.



Die Anforderungen an ein CFRTP-Bauteil können unterschiedlich sein. Werden hohe Anforderungen an die Oberfläche des Bauteils gestellt, empfehlen sich aufgrund der konstanten Druckverteilung flexible Werkzeughälften. Soll eine definierte Dicke des Bauteils erzielt werden, müssen starre Werkzeughälften verwendet werden, mit denen eine weggesteuerte Formung ermöglicht wird. Bei teilkristallinen Thermoplasten ist nach MCCOOL et al. [112] die Abkühlung durch das Werkzeug ein bedeutender Parameter, der die Halbzeugeigenschaften aufgrund unterschiedlicher Kristallinitäten stark beeinflusst. FRIHI et al. [57] und BRUCATO et al. [24] stellen fest, dass eine höhere Abkühlrate zu niedrigerer Kristallinität des Thermoplasts führt. Als Konsequenz daraus werden temperierte Werkzeuge empfohlen, die durch eine erhöhte Werkzeugtemperatur die Abkühlrate reduzieren.

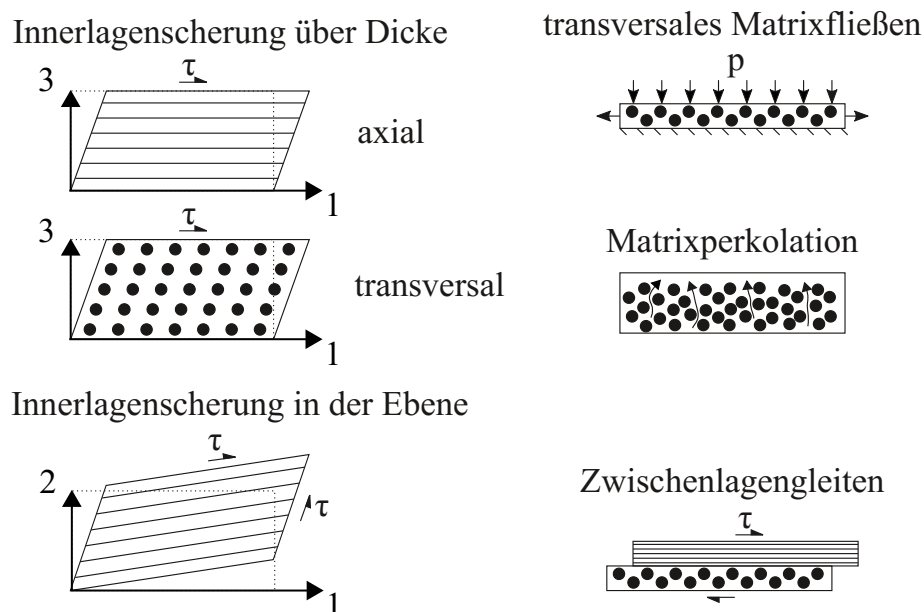
Die herzustellende Stückzahl hat direkten Einfluss auf die Auslegung eines Werkzeugs hinsichtlich der Temperierung. Ein CFRTP-Prozess kann nach POHL [132] isotherm oder variotherm erfolgen. DELALOYE et al. [38] stellen dar, dass ein isothermer Prozess günstig ist, da das Halbzeug nicht durch eine rasche Abkühlung in der Formung beeinträchtigt ist. Ein variothermer Prozess erfordert ein temperiertes Werkzeug, dessen Temperatur bei Kontakt mit dem Halbzeug der des Halbzeugs entspricht. Um das Bauteil entnehmen zu können, ist in diesem Fall eine Abkühlung des Werkzeugs nach der Formung erforderlich. Der resultierende periodische Temperaturwechsel der Werkzeugmasse bedingt hohe Zykluszeiten. Bei isothermen Prozessen wird dagegen die Werkzeugtemperatur unterhalb der Formtemperatur und in aller Regel konstant gehalten. So lassen sich deutlich kürzere Zykluszeiten erreichen, wobei jedoch die resultierende Abkühlrate berücksichtigt werden muss.

Neben der Untersuchung der Druckverteilung und der aus der Werkzeugtemperatur resultierenden Abkühlrate bei CFRTP-Formwerkzeugen ist auch die Tribologie im Prozess Gegenstand der Forschung. MURTAGH et al. [118] stellen unter anderem fest, dass der Reibkoeffizient für ein PEEK/CF-Halbzeug (APC-2) oberhalb der Schmelztemperatur der Matrix deutlich ansteigt und eine starke Geschwindigkeitsabhängigkeit vorliegt. GORCZYCA et al. [65] ermitteln jedoch für ein PP/GF-Halbzeug einen abnehmenden Reibkoeffizienten auch oberhalb der Schmelztemperatur der Matrix, während der Reibkoeffizient mit zunehmender Relativgeschwindigkeit steigt. Zur Oberflächenrauheit haben Versuche von JUNGE [85] ergeben, dass mit zunehmender Oberflächenrauheit zwar auch der Reibkoeffizient steigt, jedoch Matrixabschabungen an der Halbzeugoberfläche abnehmen. Tiefere Untersuchungen zum Einfluss der Oberflächenrauheit sind nicht bekannt. Aufgrund der Formung oberhalb der Schmelztemperatur ist der Ansatz eines Reibkoeffizienten in der Regel nicht zutreffend, da die Grenzschicht strömungsmechanisch betrachtet werden muss. Da für unterschiedliche Halbzeuge verschiedene

Parameter als besonders relevant und andere als irrelevant ermittelt wurden, existieren unter anderem nach GORCZYCA-COLE et al. [64], TEN THIJE et al. [166] und FET-FATSIDIS et al. [54] unterschiedliche Modelle zur Beschreibung des Reibverhaltens von CFRTP-Halbzeugen in Formprozessen.

### 2.2.3 Formmechanismen und deren Charakterisierung

Die Formung von FTV wird durch unterschiedliche Mechanismen getragen, die sich teilweise stark von den Mechanismen bei der Umformung metallischer Halbzeuge unterscheiden. Gemein ist FTV und metallischen Werkstoffen jedoch, dass die grundlegende Formänderung über Schubverformungen erfolgt. Die in der Literatur unter anderem von SMILEY et al. [153], COGSWELL [35] und HAANAPPEL et al. [73] beschriebenen und in Abb. 2.7 dargestellten Formmechanismen der CFRTP beziehen sich auf die Formung dünner, blechförmiger Halbzeuge zu teils komplexen Geometrien. Die Ansätze



**Abbildung 2.7:** Formmechanismen bei der Formung von FTV

und Formulierungen der FTV-Blechumformung sind auf die Formung von Rohrhalfzeugen übertragbar und werden hier beschrieben. Die Nachbildung und Charakterisierung der Formmechanismen kann teilweise experimentell in Grundlagenversuchen erfolgen. Daher sind etablierte Verfahren zur Bestimmung von Kennwerten der Formmechanismen nachfolgend ebenfalls aufgeführt.

### Annahme dehnstarre Faser

Eine grundlegende, u. a. von POTTER [133] verwendete Annahme besagt, dass Endlosfasern in einem FTV bei der Formung als dehnstarr angenommen werden können. Diese Annahme beruht auf den stark unterschiedlichen E-Moduln der Verbundkomponenten (vgl. Unterabschnitt 4.2.2). Nach Ó BRÁDAIGH [125] und ROGERS [141] sind die zur Längsdehnung der Fasern erforderlichen Kräfte so groß, dass stets andere, mit geringem Kraftaufwand verbundene Formmechanismen, zum Tragen kommen. COGSWELL [35] verweist jedoch auf die stets vorhandene Welligkeit der Einzelfasern. Bei Gewebhalbzeugen kommt hinzu, dass die durch die Bindungsart vorgegebene Überkreuzung der Fasern zu leicht geschwungenen Faserverläufen führt. Freie und erzwungene Faserwelligkeit führen zu elastischer Nachgiebigkeit des Faserhalbzeugs in Längsrichtung, wie unter anderem die experimentellen und modellhaften Untersuchungen von KAWABATA et al. [86], KAWABATA et al. [87], KAWABATA et al. [88], ISHIKAWA et al. [81] und NEITZEL et al. [121] belegen. Diese Eigenschaft begünstigt die Formung von CFRTP, da in Lastrichtung ausgerichtete Fasern so dennoch eine Formänderung durch Streckung ermöglichen.

### Innerlagenschерung (Intraply Slip/Shearing)

Ein weiterer Formmechanismus ist die Scherung der Einzellage. LONG et al. [100] unterscheiden zwischen zwei unterschiedlichen Moden der Innerlagenschерung. Zum einen die axiale Scherung, bei der die einzelnen Fasern in Faserlängsrichtung aneinander abgleiten. Eine Relativbewegung der Fasern zueinander impliziert einen Geschwindigkeitsgradienten in der Bewegung der zwischen den Einzellagen befindlichen Matrix. Dies bedeutet, dass die Matrix einer Scherbeanspruchung ausgesetzt ist. Ein weiterer Schermodus innerhalb der Lage ist die transversale Scherung. Dieser Modus ist eng mit dem transversalen Matrixfließen mit Faserverlagerung unter Normalkraft verbunden. Die Innerlagenschерung ist aufgrund der Kopplung von Fasern und Matrix stark vom Fließverhalten des Matrixwerkstoffes abhängig. Beide Schermoden können durch Versuche im Rheometer charakterisiert werden.

CHRISTIE [32] ergänzt die Schermoden über die Dicke einer Schicht um die Scherung in der Ebene (in-plane longitudinal intra-ply shear).

Zur Bestimmung des Scherverhaltens von Gewebhalbzeugen werden unter anderem nach NGUYEN et al. [123] der Picture-Frame-Test oder der Bias-Extension-Test angewandt. MCGUINNESS et al. [113] applizieren den Picture-Frame-Test in eine Thermokammer, um Tests an FTV-Halbzeugen bei unterschiedlichen Temperaturen durchzuführen und leitet ein anisotropes Modell zur Beschreibung der resultierenden Kraft-Weg-Kurve her.

### Zwischenlagengleiten (Interply Slip)

In einem mehrschichtigen Verbund können die einzelnen Lagen gegeneinander abgleiten. Nach BERTHOLD [15] ist das Zwischenlagengleiten der Hauptmechanismus zum Abbau von Druckspannungen am Innenradius bei Biegebeanspruchung und ist somit in der Lage, Faltenbildung zu verhindern. Eine Relativbewegung zweier Lagen zueinander bedingt eine Scherung des zwischen den Fasern befindlichen Matrixwerkstoffes. Dieser Schervorgang ist nach MUZZY et al. [119] bei vergleichsweise niedrigen Spannungen möglich und dominiert daher die Formmechanismen. Ó BRÁDAIGH [125] stellt fest, dass das Zwischenlagengleiten hauptsächlich durch eine matrixreiche Schicht getragen wird, die etwa 5 % der Lagendicke ausmacht. Um die Lagen zum Gleiten zu bringen, ist die Überwindung einer elastischen Rückstellkraft erforderlich. Die zum Gleiten erforderliche Grenzschubspannung ist unter anderem abhängig von der Ausrichtung der Einzellagen zueinander, der Kontaktkraft, der Temperatur und der Dicke der matrixreichen Zwischenschicht. Das Zwischenlagengleiten ist nach VANCLOOSTER et al. [171] insbesondere von der Formgeschwindigkeit und der Viskosität der Matrix und damit der Temperatur, abhängig. COGSWELL [35] stellt fest, dass eine zu schnelle Formung in Kombination mit niedriger Viskosität dazu führt, dass die eingebetteten Fasern nicht ausreichend neu ausgerichtet werden. Dies kann zu Faserknicken oder Verzerrung führen, insbesondere an der Innenseite gekrümmter Flächen. BELNOUE et al. [13] bestätigen diese Ergebnisse und verweisen insbesondere auf das Zusammenspiel dieser Einflüsse bei der Konsolidierung von FTV. Einen Sonderfall des Zwischenlagengleitens stellt die Rotation zweier Lagen zueinander dar. Dabei ändert sich der Winkel der Faserorientierungen in den Einzellagen zueinander.

### Transversales Matrixfließen (Squeezing Flow)

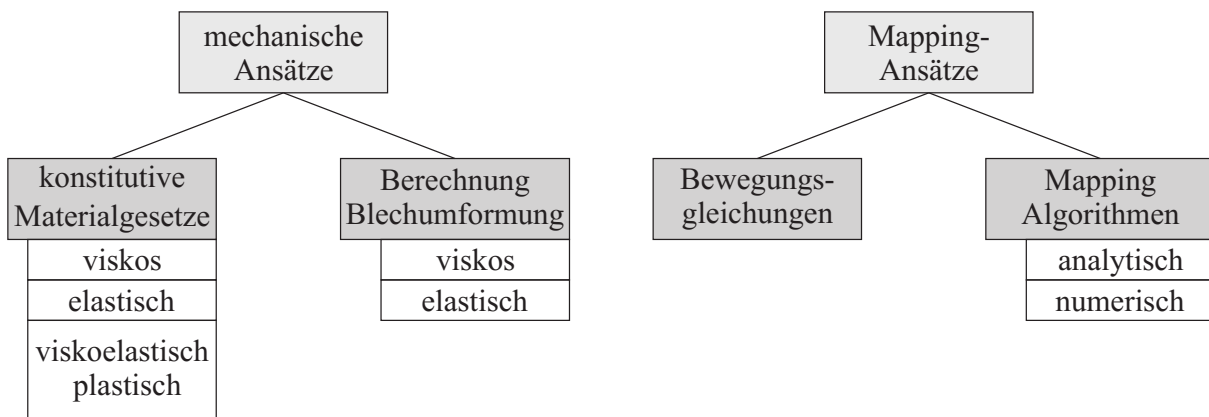
Wird der Verbund einer zur Oberfläche senkrecht wirkenden Kraft ausgesetzt, kommt es zu einem Ausweichen von Fasern und Matrix orthogonal zu dieser Kraft. Die Verdrängung von Matrix und Fasern bedingt eine Scherbeanspruchung der Matrix. Das transversale Matrixfließen ist damit hinsichtlich der Beanspruchung innerhalb einer Lage der Innerlagenschерung sehr ähnlich. Eine exakte Trennung dieser beiden Formmechanismen ist in aller Regel nicht gegeben. SMILEY et al. [153] stellen fest, dass der Fließwiderstand des Verbundes in Faserrichtung erheblich höher ist, als der Widerstand quer zur Faserorientierung. Dieser Unterschied hat zur Folge, dass ein Fließen in Faserlängsrichtung kaum stattfindet und somit grundsätzlich vernachlässigt werden kann. Aus der Verdrängung der Matrix resultiert eine Dickenänderung sowohl der Einzellagen als auch des Verbunds.

## Matrixperkolation (Matrix Percolation)

Während bei der Innerlagenschichtung und dem transversalen Matrixfließen in erster Näherung eine gleichförmige Verschiebung von Matrix und Fasern, und damit ein unveränderter Faservolumengehalt angenommen wird, findet bei der Matrixperkolation eine Änderung des lokalen Faservolumengehalts statt. Die Matrix fließt dabei entlang der Fasern oder zwischen diesen hindurch. Ó BRÁDAIGH [125] vermutet in der Matrixperkolation einen Formmechanismus, der zur Rekonsolidierung und zur Beseitigung von Verbundfehlern wie etwa Poren führt. Nach COGSWELL [35] ist die Matrixperkolation insbesondere für die Ausbildung der matrixreichen Zwischenschicht verantwortlich und begünstigt damit die Bindung zwischen den einzelnen Lagen des Verbunds.

### 2.2.4 Formsimulation von FTV

Die Berechnung von CFRTP-Formprozessen erfolgt auf Basis zweier Ansätze. LIM et al. [97], CHEROUAT et al. [31] und GEREKE et al. [61] untergliedern die unterschiedlichen Modellierungstechniken in geometrische Ansätze (Mapping) und mechanische Ansätze. In Abb. 2.8 ist die von LIM et al. [97] erstellte Struktur der Modellierungstechniken dargestellt. GUZMAN-MALDONADO et al. [70] unterscheiden bei den mecha-



**Abbildung 2.8:** Untergliederung der Ansätze zur Modellierung der Formung von CFRTP nach LIM et al. [97]

nischen Ansätzen diskrete und Kontinuum-Modelle. BOISSE et al. [20] vergleichen die unterschiedlichen Ansätze und kommen zu dem Schluss, dass diskrete Ansätze da von Vorteil sind, wo insbesondere das Scher- und Reibverhalten innerhalb des Textils berücksichtigt werden muss. Das in BOISSE et al. [19] entwickelte Modell bietet daher die Möglichkeit, textile Halbzeuge zu charakterisieren, ohne das zu entwickelnde Textil bereits fertigen zu müssen, um aufwendige mechanische Tests durchzuführen.

Diskrete Modelle bilden Fasern und Matrix durch jeweils eigene Elemente ab. Faserstränge werden durch elastische Stäbe modelliert, das nicht-lineare Scherverhalten der Matrix wird über diagonale elastisch-viskoelastische Balken- oder Schalenelemente berücksichtigt. In Kontinuum-Modellen werden Fasern und Matrix zu einem homogenen Kontinuum zusammengefasst, wodurch eine anisotrope Werkstoffformulierung entsteht (vgl. ABADI [1]: viskoelastisch, AIMÈNE et al. [3]: hyperelastisch). Die mechanischen Ansätze haben nach HAANAPPEL [72] gemein, dass das mechanische Werkstoffverhalten des Verbundes oder seiner Einzelkomponenten bekannt sein muss. Das führt nach ROPERS et al. [142] zwingend dazu, dass eine thermisch voll gekoppelte Analyse erfolgen muss, da die zur Formung erforderliche Wärmeeinbringung zu einer deutlichen Änderung des Werkstoffverhaltens führt. Dem steht der Ansatz von u. a. ABADI et al. [2] gegenüber, der ein isothermes, rein mechanisches FE-Modell aufbaut und die Materialeigenschaften auf die Temperatur beschränkt, bei der sich die Matrix wie ein transversal-isotropes Newton'sches Fluid verhält. Als besonders relevante Prozessparameter für eine solche voll gekoppelte Simulation werden der Zugmodul (vgl. CHEN et al. [30]), der Schubmodul (vgl. HAANAPPEL et al. [71], JOHNSON [84]), die Biegesteifigkeit (vgl. SACHS et al. [144], MARTIN et al. [105]), der Werkzeug-Halbzeug-Reibkoeffizient (vgl. AKKERMAN et al. [4], CORNELISSEN et al. [36]), die spezifische Wärmekapazität und die Wärmeübergangskoeffizienten (vgl. SCHLEDJEWSKI et al. [147]) genannt. Je nach Modell werden zum Kontinuum vermischte Kennwerte verwendet, oder die Kennwerte der einzelnen Verbundkomponenten benötigt. Bezüglich der interlaminaren Reibung konnten PRODROMOU et al. [134] nachweisen, dass eine Erhöhung der Reibung das Formvermögen deutlich reduziert und zur Faltenbildung beitragen kann. Die interlaminare Reibung ist nach GAZO-HANNA et al. [60] stark abhängig von der Variation der Dicke des Matrixfilms zwischen den aneinander abgleitenden Lagen.

Mappingansätze unterscheiden sich von den mechanischen Ansätzen dadurch, dass das mechanische Werkstoffverhalten der Verbundkomponenten nicht bekannt sein muss. Das Formverhalten der CFRTP wird bei diesen Ansätzen anhand kinematischer Randbedingungen definiert. Die Randbedingungen sind abhängig von der im Verbund vorliegenden Faserarchitektur. Für unidirektional verstärkte CFRTP formulieren PIPKIN et al. [130] folgende Randbedingungen:

1. Die Fasern sind dehnstarr.
2. Die Fasern sind im Verbund gleichverteilt.
3. Der Verbund ist inkompressibel.
4. Die Fasern sind vor der Formung gerade und parallel ausgerichtet.

ROBERTSON et al. [138] und ROBERTSON et al. [139] entwickeln ein Modell, bei dem ein äquidistantes, ebenes Netz auf unterschiedliche, nicht-ebene Flächen projiziert wird unter der Bedingung, dass die das Netz bildenden Linien zwischen den Kreuzungspunkten ihre Länge beibehalten müssen. Der Vergleich mit den Messdaten eines Realversuches zeigt gute Übereinstimmung, wobei die messtechnisch ermittelten Faserwinkel eine große Streuung aufweisen. TAM et al. [160] wenden diese Randbedingungen auf ein ebenes Halbzeug an und formulieren die Prozesskinematik für das Einformen in eine Halbkugel, ein Rotationsellipsoid und eine Halbkugel mit Flansch unter der Annahme reiner ebener Scherung. GOLDEN et al. [63] erweitern die Formulierung um Scherung außerhalb der Ebene, um eine Aussage zur Dickenänderung des Verbunds treffen zu können. Die Formulierungen lassen Aussagen zum Formverhalten im Prozess zu, sind jedoch nur auf eine zum ebenen Blech topologisch äquivalente Endgeometrie anwendbar. Das bedeutet, dass insbesondere die Vollkugel und der Torus nicht mit diesen Formulierungen erfasst werden. Einen weiteren grundlegenden Ansatz der Modellierung formulieren MCBRIDE et al. [111] in Form einer Einheitszelle, die eine charakteristische, wiederkehrende mikrostrukturelle Geometrie des FKV abbildet. Auf Basis der an der Einheitszelle ermittelten kinematischen Gegebenheiten, wie der Dickenänderung aufgrund der Parallelogramm-Scherung, können Aussagen zum Verhalten des Halbzeuges im Formprozess getätigt werden. Die Fähigkeit der kommerziell verfügbaren FE-Codes und -Programme ABAQUS, PAM-FORM<sup>TM</sup> und ANIFORM<sup>TM</sup> zur Abbildung der Formung von FTV-Halbzeugen aus UD-Tapes wurde durch DÖRR et al. [45] untersucht. Zusammenfassend werden alle Codes als grundsätzlich geeignet betrachtet, um eine Prozessauslegung zur Formung flächiger Halbzeuge durchzuführen. Jedoch können nur mit speziell auf die Prozesse ausgelegten Modellen exakte Ergebnisse, insbesondere in Bezug auf die resultierende Faserorientierung und mögliche Defekte, erzielt werden. SMITH et al. [154] beschreiben die Umformung eines flächigen Halbzeuges anhand der Deformation einer Coons-Fläche und darauf befindlicher Geodäten. Den grundsätzlichen Ansatz der Beschreibung der Faserlage anhand von Geodäten verfolgen auch WU et al. [182].

## 2.3 Wärmeübertragung in FTV

In der Lehre der Wärmeübertragung werden nach BAEHR et al. [8] drei Arten des Wärmetransports unterschieden. Dies sind die Wärmeleitung, die Wärmestrahlung und der konvektive Wärmeübergang. Allen Übertragungsmechanismen ist gemein, dass sie von einem vorliegenden Temperaturgefälle getrieben sind.

Die Wärmeleitung ist ein Übertragungsvorgang zwischen benachbarten Molekülen

und kann so auch innerhalb eines Stoffes stattfinden. Die stärkste Wärmeleitung tritt senkrecht zu den Isothermen auf und kann entsprechend Gl. 2.5 unter Einbezug einer Proportionalitätskonstante, der Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$ , in Form des Grundgesetzes der Wärmeleitung (Fourier-Gesetz) formuliert werden.

$$\dot{q}_L = -\lambda \nabla \vartheta \quad (2.5)$$

Hier ist  $\dot{q}_L$  die Wärmestromdichte durch Wärmeleitung und grad  $\vartheta$  der Temperaturgradient. Die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  wird in Gl. 2.5 skalar, also richtungsunabhängig angegeben wird. Kann Isotropie nicht angenommen werden und liegen unterschiedliche Materialien vor, wie es in einem UD-Verbund der Fall ist, muss eine richtungsabhängige, ortsabhängige Wärmeleitfähigkeit angegeben werden.

Konvektiver Wärmeübergang beschreibt die Überlagerung von Wärmeleitung und Energietransport in einem Fluid. Die Kopplung mit der Fluidbewegung stellt ein physikalisch kompliziertes Problem dar, weswegen zur vereinfachten Berechnung der Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha_{\text{konv}}$  eingeführt wird, mit dem die Wärmestromdichte nach Gl. 2.6 berechnet werden kann.

$$\dot{q}_{\text{konv}} = \alpha_{\text{konv}}(\vartheta_1 - \vartheta_2) \quad (2.6)$$

Die Temperaturen  $\vartheta_1$  und  $\vartheta_2$  stehen hier für die Temperaturen an den beiden Orten, zwischen denen der Wärmeübergang berechnet wird. Aus dieser Definition wird klar, dass  $\alpha_{\text{konv}}$  von vielen Parametern abhängt und zusätzlich nur bedingt direkt zu berechnen ist. Die Bestimmung von  $\alpha_{\text{konv}}$  erfolgt daher in aller Regel experimentell oder auf Basis von bekannten Werten von Wärmeübergangskoeffizienten, die für die jeweilige Anwendung geeignet sind.

Wärmestrahlung tritt immer dann auf, wenn ein Körper eine thermodynamisch positive Temperatur hat, also eine Temperatur, die oberhalb des absoluten Nullpunkts  $T = 0K$  liegt. Innere Energie wird in Strahlungsenergie umgewandelt und in Form elektromagnetischer Wellen abgestrahlt. Somit stehen alle Körper mit Sichtkontakt in permanentem Austausch von Wärmestrahlung, wobei es in Gasen und Flüssigkeiten zu volumetrischer Absorption kommen kann. Dementgegen findet die Absorption und Emission bei Festkörpern nur in einer wenige Mikrometer dicken Randschicht an der Oberfläche der Körper statt. In guter Näherung kann demnach von strahlenden Oberflächen ausgegangen werden. Der Emissionsgrad relativiert die von einem Körper ausgestrahlte Energie  $\dot{q}_S$  bezogen auf die nach dem Stefan-Boltzmann-Gesetz definierte theoretisch maximal mögliche Wärmestromdichte  $\dot{q}_{S,\text{max}}$ . Diese kann mittels der Stefan-Boltzmann-Konstante



$\sigma_B$  gemäß Gl. 2.7 berechnet werden.

$$\dot{q}_{S,\max} = \sigma_B T^4 \quad (2.7)$$

$$\dot{q}_S = \varepsilon(T) \sigma_B T^4 \quad (2.8)$$

Wärmestrahlung kann von einem Körper oder Medium reflektiert, absorbiert und durchgelassen werden. Aufgrund der Energieerhaltung muss die Wärmestrahlung energetisch erhalten bleiben. Unter Verwendung des Absorptionsgrads  $\alpha_{\text{absorb}}$ , des Transmissionsgrads  $\tau$  und des Reflexionsgrads  $r_{\text{refl}}$  kann die in Gl. 2.9 formulierte Bilanz aufgestellt werden.

$$\alpha_{\text{absorb}} + \tau + r_{\text{refl}} = 1 \quad (2.9)$$

Bei vielen Körpern kann die Annahme getroffen werden, dass ein Absorber ein betragsmäßig identischer grauer Strahler ist und somit gilt:

$$\alpha_{\text{absorb}} = \varepsilon \quad (2.10)$$

Nimmt man weiter an, dass ein Festkörper mit ausreichender Dicke die Wärmestrahlung nicht durchlässt, kann Gl. 2.9 umformuliert werden zu Gl. 2.11

$$\varepsilon = 1 - r \quad (2.11)$$

Durch die Bestimmung des Emissionsgrads, beziehungsweise des Reflexionsgrades ist damit die jeweils andere Größe bestimmt.

### 2.3.1 Berechnungsansätze für FTV

Formal kann das zweidimensionale Wärmeübertragungsproblem nach SCHLEDJEWSKI et al. [147] durch die partielle Differentialgleichung der Energiebilanz unter Verwendung des Geschwindigkeitsvektors  $\mathbf{v}$  entsprechend Gl. 2.12 dargestellt werden.

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho c_p \mathbf{v} \nabla T = \nabla(\lambda \nabla T) + \dot{Q} \quad (2.12)$$

mit

$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t}$  : Änderung der Temperatur über der Zeit, instationär

$\rho c_p \mathbf{v} \nabla T$  : Energietransport aufgrund Materialtransport

$\nabla(\lambda \nabla T)$  : Energietransport durchmolekulare Schwingung, Wärmeleitung

$\dot{Q}$  : interne Wärmequelle/-senke, z.B. Kristallisationsenergie

Zur Beschreibung der Wärmetransportvorgänge in CFRTP ist demnach die Ermittlung der spezifischen Wärmekapazität  $c_p$  und der Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  des Verbundes erforderlich.

Die spezifische Wärmekapazität kann in makroskopisch betrachteten Formprozessen als über das Verbundvolumen homogen angenommen werden. Die insbesondere bei teilkristallinen Thermoplasten starke Temperaturabhängigkeit erfordert jedoch die Formulierung einer inkonstanten spezifischen Wärmekapazität. HWANG et al. [79] zeigen, dass die effektive spezifische Wärmekapazität  $c_{\text{eff}}$  entsprechend Gl. 2.13 formuliert werden kann und gute Übereinstimmung zwischen FE-Simulation und Realversuch aufweist, wenn die Bedingung nach Gl. 2.14 erfüllt ist.

$$c_{\text{eff}} = c_p + H_T \frac{\partial c / \partial t}{\partial T / \partial t} \quad (2.13)$$

$$\frac{H_T}{c_p \Delta T} \ll 1 \quad (2.14)$$

SAWAF et al. [146] verwenden eine linear von der Temperatur abhängige spezifische Wärmekapazität, um mittels eines mehrdimensionalen Minimierungsproblems die korrekten physikalischen Größen zu finden. Die Annahme einer linearen Abhängigkeit ist vor allem auf den zur analytischen Berechnung deutlich erhöhten Aufwand bei nicht-linearer Abhängigkeit zurückzuführen. Die Evaluierung zeigt gute Übereinstimmung mit Versuchsergebnissen, wobei sich die Untersuchung auf orthotrope Verbunde beschränkt und somit vereinfachende Symmetriebedingungen angenommen werden können.

Die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  muss in CFRTP als gerichtete Größe betrachtet werden. SCHÜRMAN [150] und KNAPPE [91] schlagen vereinfachte Ansätze zur Berechnung der Wärmeleitfähigkeiten in Längs- und Querrichtung der Faser vor, die aus den Kennwerten der Verbundkomponenten berechnet werden. Für die Gewichtung der Einzelkomponenten wird dabei der Faservolumengehalt herangezogen. Diese Betrachtung ist jedoch nur als grobe Näherung geeignet, da der Faservolumengehalt nur in bestimmten Schnittebenen des Verbunds dem Faserflächengehalt entspricht, der zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit benötigt wird. Aus diesem Grund sind andere Herangehensweisen entwickelt worden. So wird in MICHAELI et al. [117] ein verbessertes Modell der Wärmeleitfähigkeit vorgeschlagen, bei dem die Mikrostruktur des Verbunds detaillierter analysiert und in eine makroskopische Formulierung überführt wird. Insbesondere wird bei diesem Ansatz das Vorhandensein von matrixreichen Schichten bzw. reinen Matrixschichten berücksichtigt.

Allgemein muss die Wärmeleitfähigkeit in Form eines Tensors angegeben werden. Das Fouriersche Gesetz wird somit in kartesischen Koordinaten wie in Gl. 2.15 darge-

stellt formuliert.

$$\begin{Bmatrix} q_1 \\ q_2 \\ q_3 \end{Bmatrix} = - \begin{bmatrix} k_{11} & k_{12} & k_{13} \\ k_{21} & k_{22} & k_{23} \\ k_{31} & k_{32} & k_{33} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \frac{\partial T}{\partial x_1} \\ \frac{\partial T}{\partial x_2} \\ \frac{\partial T}{\partial x_3} \end{Bmatrix} \quad (2.15)$$

Abhängig von der Orientierung des gewählten Koordinatensystems und vom makroskopischen Aufbau des Verbunds kann der Tensor erheblich vereinfacht werden. Bei UD-Verbunden führt die Ausrichtung des Koordinatensystems entlang der Faser bzw. senkrecht zu diesen zur Reduzierung des Tensors auf die drei Hauptkomponenten in der Diagonalen.

Es existieren Arbeiten zur Wärmeleitung in FKV-Halbzeugen sowohl zur exakten Lösung, als auch zur iterativen Lösung mittels numerischer Berechnungen und FE-Simulation. KAYHANI et al. [89], AMIRI DELOUEI et al. [5] und NOROUZI et al. [124] stellen die exakte Lösung der Wärmeleitung in zylindrischen und sphärischen FKV-Teilen für stationäre und instationäre Vorgänge vor. Diese Ansätze erfordern insbesondere die Kenntnis der thermischen Eigenschaften und Kennwerte des Verbunds. Die Autoren berechnen die Verbundeigenschaften aus den Kennwerten der Einzelkomponenten anhand von Bestimmungsgleichungen, die TARN [161] für richtungsabhängige physikalische Materialkennwerte in Verbunden aufgestellt hat. Eine Validierung der Berechnungsansätze, insbesondere der Einfluss der Materialparameter, wird in den Untersuchungen nicht geliefert. Ein allgemeines Modell zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit inhomogener Materialien entwerfen auch WANG et al. [176]. Sie beziehen sich dabei auf fünf grundlegende Modelle zur Beschreibung der Wärmeleitfähigkeit inhomogener Materialien, die unter anderem in ROCHA et al. [140], CAROTENUTO [27], CHRISTON et al. [33] und MAXWELL [110] genannt werden. Die Gleichung ermöglicht die Kombination und Zusammenführung der unterschiedlichen Modelle in ein Modell der Wärmeleitfähigkeit unter Zuhilfenahme von Faktoren, die die Volumenanteile der Unterstrukturen und die Strukturzusammensetzung berücksichtigen.

Das Aufheiz- und Abkühlverhalten von CFRTP wird unter anderem als Teil einer Prozesssimulation betrachtet. SALIBA et al. [145] stellen ein Modell basierend auf der Grundgleichung Gl. 2.12 auf, in dem auch die Kristallisation des Thermoplasts berücksichtigt wird. Zur Berechnung der Wärmeleit- und Kristallisationsvorgänge werden unterschiedliche, prozessabhängige Temperaturrandbedingungen an der Verbundoberfläche angenommen. Für den untersuchten APC-2-Verbund wird eine gute Übereinstimmung des Kristallisationsgrads zwischen Berechnung und Experiment festgestellt. BISWAS et al. [16] untersuchen mittels eines FE-Modells die Temperaturverteilung bei der Formung einer Halbkugel in ein CFRTP-Halbzeug. Sie verwenden das durch MICHAELI et al. [117] eingeführte Modell zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit. Wärmeüber-

gangskoeffizienten und Emissionsgrade werden ebenfalls aus Anlagen- und Materialdaten ermittelt. WANG et al. [177] stellen ein FE-Modell zur Formung eines rechteckigen Napfes auf. Bezüglich der Temperaturverteilung wird die Annahme getroffen, dass der Prozess sehr schnell abläuft und somit kein Temperaturgradient über der Fläche während der Formung ausgebildet wird. Es wird darauf hingewiesen, dass für eine höhere Genauigkeit der Rechnung eine voll gekoppelte thermisch-mechanische Simulation anzustreben ist.

## 2.4 Rotationszugbiegen

Das Rotationszugbiegen (RZB) wird nach *DIN 8586* [41] den Biegeumformverfahren mit rotierender Werkzeugbewegung zugeordnet. Eine RZB-Anlage, wie in Abb. 2.9 dargestellt, wird gemäß *VDI 3430* [173] mindestens mit Biegeform (I), Klemmbacke (II), Gegenhalter (III) und Spannvorrichtung (IV) gerüstet. SCHULTE et al. [149] zeigen, dass

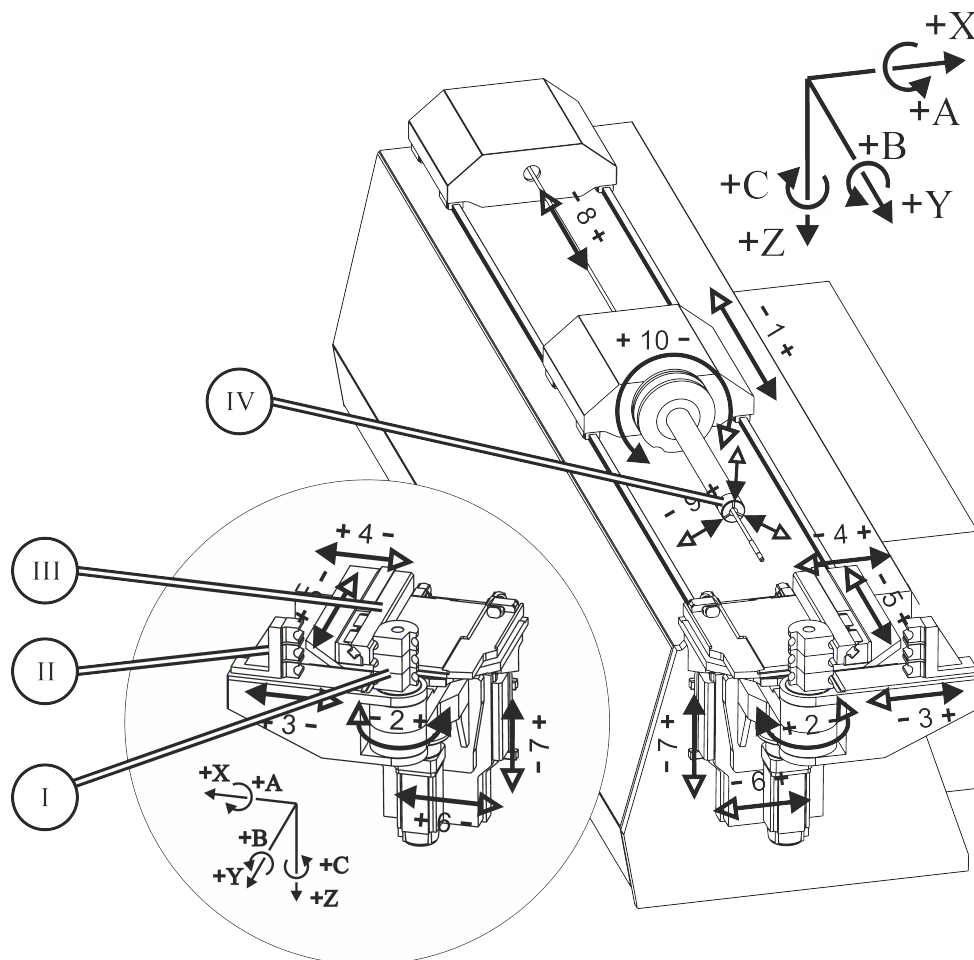


Abbildung 2.9: RZB-Anlage nach *VDI 3430* [173]

die Positionierung der einzelnen Werkzeuge relativ zueinander und zu dem Halbzeug, insbesondere auch aufgrund von Rüstvorgängen, entscheidenden Einfluss auf das Biegeergebnis hat. Die Biegeform definiert den Biegeradius und hat eine dem Rohrhalfzeug entsprechende, halbseitige Kavität. Gegenhalter und Klemmbacke besitzen eine korrespondierende Kavität, die das vollständige Einfassen des Rohrhalfzeugs sicherstellen. Die Klemmbacke muss eine ausreichende Mindestlänge aufweisen, um die Klemmung des Rohres zu gewährleisten. In der Praxis wird häufig der Richtwert des zweifachen Rohrdurchmessers als Spannlänge angesetzt. Hierzu gibt es für metallische Rohrhalfzeuge umfassende Untersuchungen von HINKEL [77], der insbesondere die Tribologie im Spannbereich betrachtet. Die Länge des Gegenhalters muss an den zu biegenden Biegewinkel angepasst sein, falls ein mitlaufender Gegenhalter erforderlich ist. Die Spanneinheit des Vorschubs ist ebenfalls so ausgelegt, dass ein Herausrutschen des Rohres während der Biegung vermieden wird. Das RZB ermöglicht das Biegen unterschiedlicher Biegewinkel mit einem Werkzeugsatz. Ein durch RZB hergestellter Rohrbogen ist nach VDI 3431 [174] geometrisch durch den Rohrdurchmesser, den Biegewinkel und den Biegeradius definiert. Im Querschnitt auftretende elastische Spannungsanteile führen jedoch in der Praxis zur Rückfederung und damit zu geometrischen Abweichungen zur Sollgeometrie. Geometrische Kenngrößen zur Einordnung eines Biegebauteils hinsichtlich der Machbarkeit sind der Biegefaktor  $B$  (Gl. 2.16) und der Wanddickenfaktor  $W$  (Gl. 2.17).

$$B = \frac{D}{R} \quad (2.16)$$

$$W = \frac{D}{t} \quad (2.17)$$

Hier ist  $R$  der Biegeradius,  $D$  der Rohrdurchmesser und  $t$  die Wanddicke des Rohrs. Beim Biegen von metallischen Halbzeugen sind nach BURKHARD et al. [25] Biegefaktoren von unter 1 möglich. Dies jedoch nur unter Verwendung eines Biegedorns. Die vereinfachte Biegetheorie nach VDI 3430 [173] geht von einer linearen Dehnungsverteilung über dem Rohrquerschnitt aus. Gl. 2.18 beschreibt formal die so definierte Verteilung der Längsdehnung als Funktion des Abstands zur neutralen Faser  $y_{\text{Rand}}$

$$\varepsilon(y_{\text{Rand}}) = \frac{y_{\text{Rand}}}{R} \quad (2.18)$$

Bei Volumenkonstanz des umzuformenden Materials und Aufrechterhaltung des Halbzeugquerschnitts folgt demnach, dass am Rohraußenbogen eine Ausdünnung und am Rohrinnebogen eine Aufdickung der Wanddicke erfolgt. Für metallische Rohre konnte HASSAN [74] bereits nachweisen und modellieren, dass durch Deformation des Rohrquerschnittes eine Verschiebung der neutralen Faser stattfindet und es infolgedessen zu

Abweichungen bezüglich der vereinfachten Biegetheorie kommt. Eine Folge daraus ist, dass der Verlauf der dehnungsneutralen Faser nicht dem des idealen Biegeradius' entspricht. Neben der Verschiebung der neutralen Faser im Verlauf des Bogens kommt es auch zu Abweichungen im Bereich des Bogenein- und -auslaufs, die u. a. VATTER [172] feststellt und erläutert. Dies ist eine unmittelbare Konsequenz aus dem physikalischen Materialverhalten, das den aus der Konstruktion des Bogens folgenden Krümmungssprung nicht möglich macht. Es muss demnach ein Übergang vom ungebogenen in den gebogenen Teil des Rohres existieren.



# 3 Motivation, Zielsetzung und Vorgehensweise

Profile finden in einer großen Breite Anwendung in nahezu allen Teildisziplinen des Maschinenbaus. Unter den Profilen stellen Rohre eine bedeutende Unterkategorie dar, wobei insbesondere Rohre mit kreisförmigem Querschnitt in großen Mengen produziert werden (Stahlrohrproduktion weltweit 2021: 151 Mio. Tonnen [180]). Dies ist zum einen begründet in den vielfältigen Anwendungsmöglichkeiten als aussteifende und tragende Elemente, sowie als medienführende Leitungen. Zum anderen ist die Produktion solcher Profile hochautomatisiert und ermöglicht die wirtschaftliche Herstellung bei gleichzeitig hohen Qualitätsstandards. Aus profilmförmigen Halbzeugen können darüber hinaus durch weitere Fertigungsverfahren Produkte hergestellt werden, deren Grundform nicht mehr profilmförmig ist. Es kommen subtraktive, additive oder umformende Verfahren zur Anwendung.

Die Forschung zu Formverfahren für FTV-Halbzeuge hat sich bisher sehr stark auf flächige Halbzeuge und deren Formmechanismen konzentriert. Es sind weitreichende Kenntnisse zu diesen Mechanismen, deren Einflussfaktoren und der Modellbildung erarbeitet worden, die sich zum Teil bereits in der Praxis etabliert haben. Zu profilmförmigen FTV existieren verschiedene Forschungsgruppen, die sich primär mit der Herstellung solcher Halbzeuge beschäftigen. Die nachgelagerte Formung derartiger Halbzeuge und insbesondere das Biegen ist bislang weder tiefgehend erforscht, noch in der Praxis etabliert worden. Da das Biegen von Rohren ein grundlegendes Verfahren zur Herstellung einer Vielzahl von Produkten ist, ist die Forschung zu möglichen Biegeverfahren eine Konsequenz aus der fortgeschrittenen Entwicklung von Herstellungsverfahren für CFRTP-Rohren. Für die Entwicklung industrietauglicher Fertigungsprozesse ist vor allem aber das Formverhalten der Halbzeuge zu untersuchen. Dies dient der gezielten Auslegung der Prozesse und der Möglichkeit, das Bauteilverhalten nach der Umformung zuverlässig zu prognostizieren.

Ziel dieser Arbeit ist es, ein Verfahren zum Biegen von CFRTP-Rohren zu entwickeln und die mittels dieses Verfahrens gebogenen Biegeproben hinsichtlich der Änderung der Faserorientierung und -anordnung zu untersuchen, um daraus ein erstes Modell zur Beschreibung der Faserorientierung nach dem Biegen abzuleiten.

Die Vorgehensweise in einem anwendungsorientierten Forschungsprozess kann nach ULRICH et al. [169] in sieben Phasen eingeteilt werden. Dieser Ansatz kann analog zu SPRINGORUM [156] auf die vorliegende Forschungsarbeit übertragen werden, was in Abb. 3.1 grafisch dargestellt ist. Die Punkte 3 bis 6 stellen dabei den Kern der For-

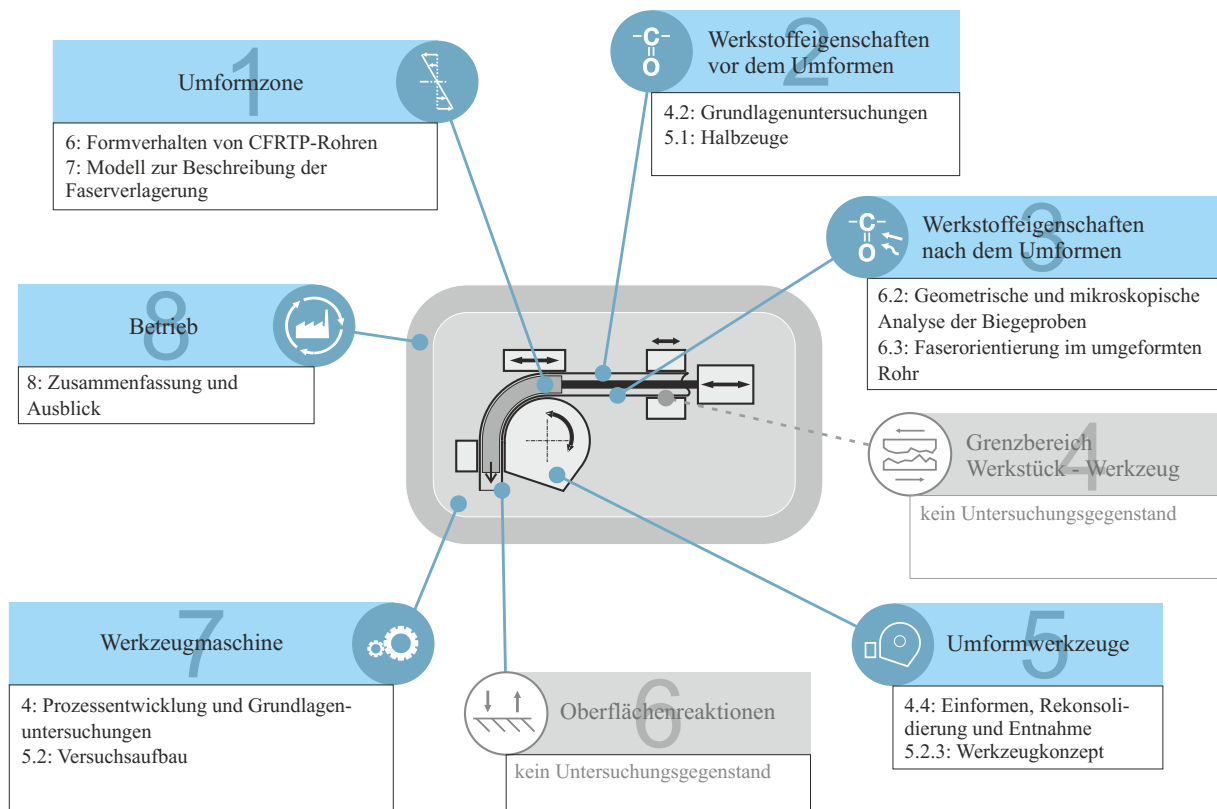




**Abbildung 3.1:** Vorgehensweise in einem anwendungsorientierten Forschungsprozess nach ULRICH et al. [169] und Gliederung der Dissertation

schungstätigkeiten dar und entsprechen den Kapiteln 4 bis 8 der Arbeit. Deren Inhalt wird abgeleitet aus der durch LANGE [95] entwickelten Vorgehensweise zur strukturierter Untersuchung von Umformprozessen in 8 Punkten, die in Abb. 3.2 für das Biegen von CFRTP-Rohren dargestellt ist. Die Untersuchungsmethoden werden einleitend zu den jeweiligen Versuchsergebnissen erläutert und die für die späteren Versuche verwendeten Halbzeuge charakterisiert. Die Untersuchung erfasst dabei sowohl die relevanten Größen für das zur Herstellung der CFRTP-Rohre verwendete Tapehalbzeug, als auch die Kenngrößen der CFRTP-Rohre selbst. Nachfolgend wird in Kapitel 4 der zur Formung derartiger Halbzeuge erforderliche Prozess entwickelt. Die Entwicklung ist in zwei Hauptbereiche aufgeteilt. Dies sind die Erwärmung und die nachfolgende Formgebung und Entnahme des Rohrhalfzeugs. Die Auslegung der Erwärmung erfolgt anhand von Erwärmungsversuchen und ergänzender Modellierung des Aufheizprozesses mittels FE-Methoden.

Die Prozessentwicklung resultiert in dem in Kapitel 5 geschilderten Versuchsauf-



**Abbildung 3.2:** Untersuchungsgegenstände zur Prozessentwicklung gemäß LANGE [95] und Zuordnung der Kapitel

bau und den damit durchgeführten Versuchsreihen. Für diese wird eine Standard-Rohrbiegemaschine verwendet, die mit einer Infrarot (IR)-Heizeinheit erweitert und mit den ebenfalls in Kapitel 5 geschilderten, für die Umformaufgabe angepassten Werkzeugen gerüstet wird.

Die Analyse der in den Versuchen hergestellten Rohrbögen erfolgt in Kapitel 6. Der Fokus der Untersuchungen liegt auf der Analyse der resultierenden Faserorientierung und makroskopischen Analysen hinsichtlich Querschnittdeformationen und der resultierenden Rohrgeometrie. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen führen zu der Bewertung der bei der Formung auftretenden Formmechanismen. Diese Bewertung basiert auf der Grundannahme, dass die von flächigen FTV-Halbzeugen bekannten Formmechanismen auch beim Biegen von CFRTP-Rohren auftreten.

In Kapitel 7 wird abschließend die Neuausrichtung der Verstärkungsfasern modelliert. Dazu werden aus den vorherigen Untersuchungen grundlegende Thesen zu Randbedingungen bei der Umorientierung der Fasern aufgestellt und diese in dem Modell formuliert. Ein analytisches und ein numerisches Modell werden formuliert und deren Gültigkeit anhand der Ergebnisse der Biegeversuche validiert.

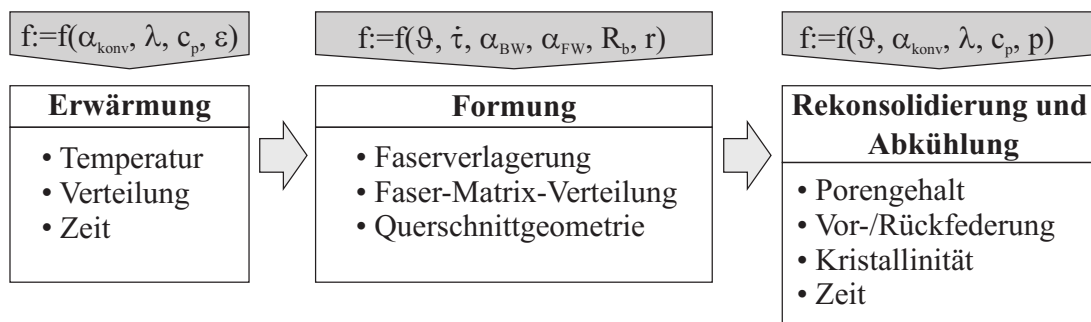


## 4 Prozessentwicklung und Grundlagenuntersuchungen

Im Kapitel *Prozessentwicklung und Grundlagenuntersuchungen* wird gemäß den in Unterabschnitt 2.2.1 geschilderten Prozessschritten für FTV die Entwicklung des Biegeprozesses für CFRTP-Rohre dargestellt. Dazu werden die Einflussgrößen und Parameter des Prozesses definiert und anschließend grundlegende Versuche zu mechanischen und thermischen Kennwerten durchgeführt. Die zur Erwärmung erforderliche Leistung wird mittels Versuchen und ergänzender Wärmetransportsimulation ermittelt. Es folgt die Entwicklung eines Werkzeugkonzepts für die Biegeformung, inklusive der erforderlichen Rekonsolidierung und Abkühlung.

### 4.1 Einflussgrößen des Formprozesses

Die aus der Literatur und Vorversuchen identifizierten relevanten Prozessparameter und deren zu erwartende Auswirkungen auf Prozess und Bauteil sind in Abb. 4.1 schematisch dargestellt und nachfolgend kurz erläutert. Die Halbzeugtemperatur  $\vartheta$  stellt einen



**Abbildung 4.1:** Schematische Darstellung der Einflussgrößen auf Prozess und Bauteil in Anlehnung an DELALOYE et al. [38]

wichtigen Prozessparameter dar, da mit ihr die Formbarkeit eingestellt wird. Eine zu niedrige Temperatur führt zur Schädigung des Halbzeugs durch Faltenbildung und Faserbrüche. Ist die Temperatur zu hoch gewählt, kann die Polymermatrix auf molekularer Ebene zerstört und damit für den technischen Einsatz unbrauchbar werden. Ein thermisches Prozessfenster, innerhalb dessen die Formbarkeit gegeben und die Matrixdegradation vermieden ist, wird auf Basis der Daten der DSC und Thermogravimetrie (TG)-Analyse aus Unterabschnitt 4.2.1 festgelegt. Die Temperatur des Halbzeuges wird durch

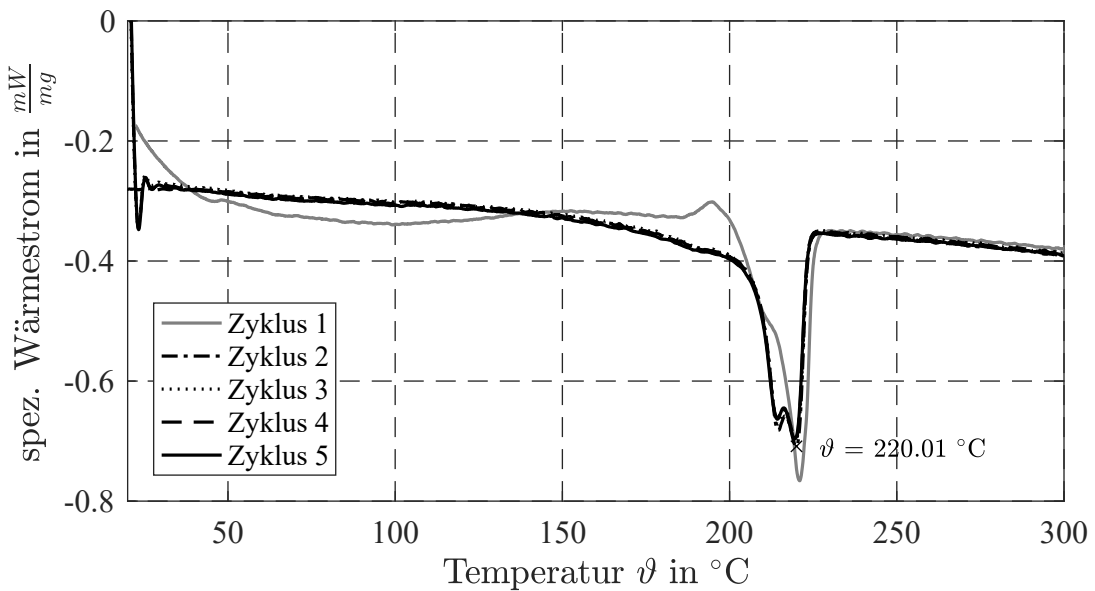
Wärmeleitvorgänge beeinflusst, sodass die Parameter Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$ , konvektiver Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha_{\text{konv}}$ , spezifische Wärmekapazität  $c_p$  und Emissionsgrad  $\epsilon$  bekannt sein müssen. Für die in dieser Studie durchgeführten Versuche wird keine Minimierung der Prozesszeit angestrebt, daher wird die Heizleistung so ausgelegt, dass eine Erwärmung ohne Schädigung der obersten Verbundschichten stattfindet. In einem Vorversuch wird die Erwärmung eines Rohrabschnitts mittels IR-Strahlern geprüft und in der Simulation abgebildet. Die so ermittelten Parameter für die Simulation werden dann genutzt, um die erforderliche Heizleistung und -dauer der Biegeversuche abzuschätzen.

Das Formverhalten der CFRTP-Rohre hängt neben der Temperatur auch von den geometrischen und mechanischen Verhältnissen ab. So hat die aus der Umformgeschwindigkeit resultierende Scherrate  $\dot{\tau}$  innerhalb des Verbundes direkten Einfluss auf die im Verbund auftretenden Scherspannungen (vgl. Unterabschnitt 2.1.2). Die Biegegeschwindigkeit wird daher konstant gehalten. Die Geometrie der Halbzeuge und des Rohrbogens bestimmen die maximal erforderliche Formänderung innerhalb des Rohres. Der Rohrradius  $r$  und der Biegeradius  $R_b$  definieren über das Biegeverhältnis die maximale Dehnung am Außen- und Innenbogen. Der Biegewinkel  $\alpha_{\text{BW}}$  bestimmt die Länge der Faserhelix, die in der Umformzone liegt und die Länge der Aufheizzone, die somit an die Biegeaufgabe angepasst werden muss. Die Rekonsolidierung ist maßgeblich vom aufbrachten Druck  $p$  auf die Rohroberfläche abhängig. Der Druck wird in den Biegeversuchen nicht aktiv gesteuert.

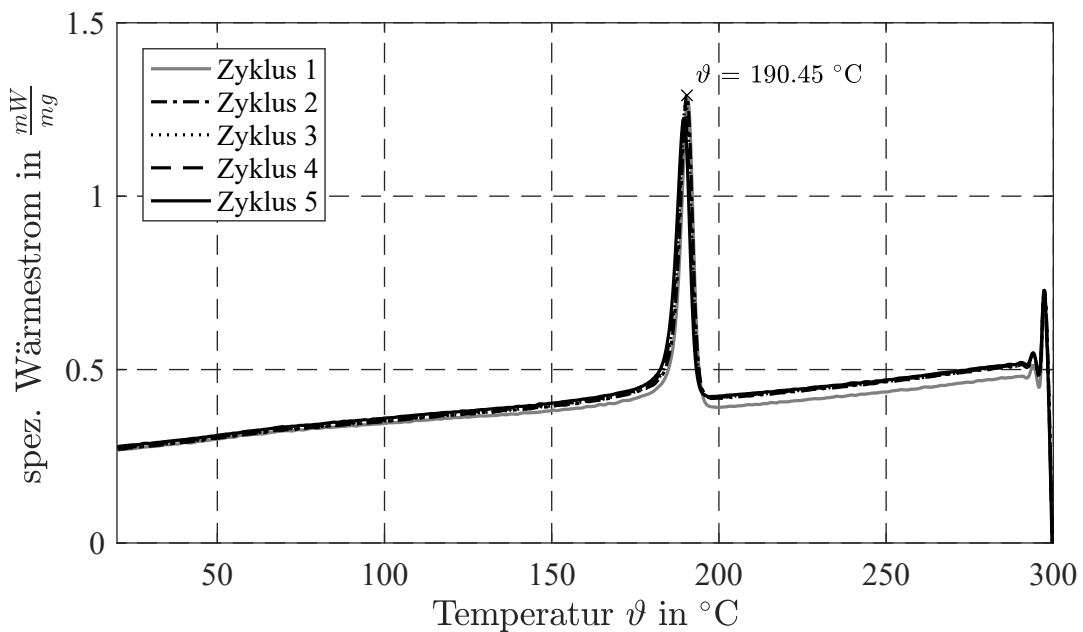
## 4.2 Grundlagenuntersuchungen

### 4.2.1 Thermische Kennwerte

Zur Eingabe in die thermische Simulation werden der Emissionsgrad und die spezifische Wärmekapazität des Tape-Halbzeugs in Versuchen bestimmt. Die spezifische Wärmekapazität wird durch die DSC nach *DIN EN ISO 11357-1* [42] bestimmt. Die DSC wird mit einer NETZSCH DSC 204 F1 Phoenix durchgeführt. Als Referenzprobe wird ein Saphir verwendet. Als Materialprobe wird ein Stück Tape von der zum Wickeln der Rohre verwendeten Taperolle abgetrennt. Die Probe wird in fünf Zyklen jeweils auf 300°C erwärmt und wieder herunter gekühlt. Im ersten Zyklus wird auf eine Temperatur von -20°C herunter gekühlt, in den Zyklen zwei bis fünf auf 20°C. Abb. 4.2 und Abb. 4.3 zeigen die resultierenden Kurven der DSC. Zu erkennen ist im ersten Zyklus ein von den nachfolgenden Zyklen in der Erwärmung teils deutlich abweichender Verlauf. Dieser Verlauf wird auf Restmonomere im Polyamid zurückgeführt. Der Vergleich der Zyklen zwei bis fünf zeigt, dass die auf Zyklus eins folgenden Erwärmungen und Abkühlungen vollständig reversibel sind, es also zu keiner weiteren Änderung der Zusammensetzung



**Abbildung 4.2:** Messkurve der DSC des Tapematerials in der Erwärmung

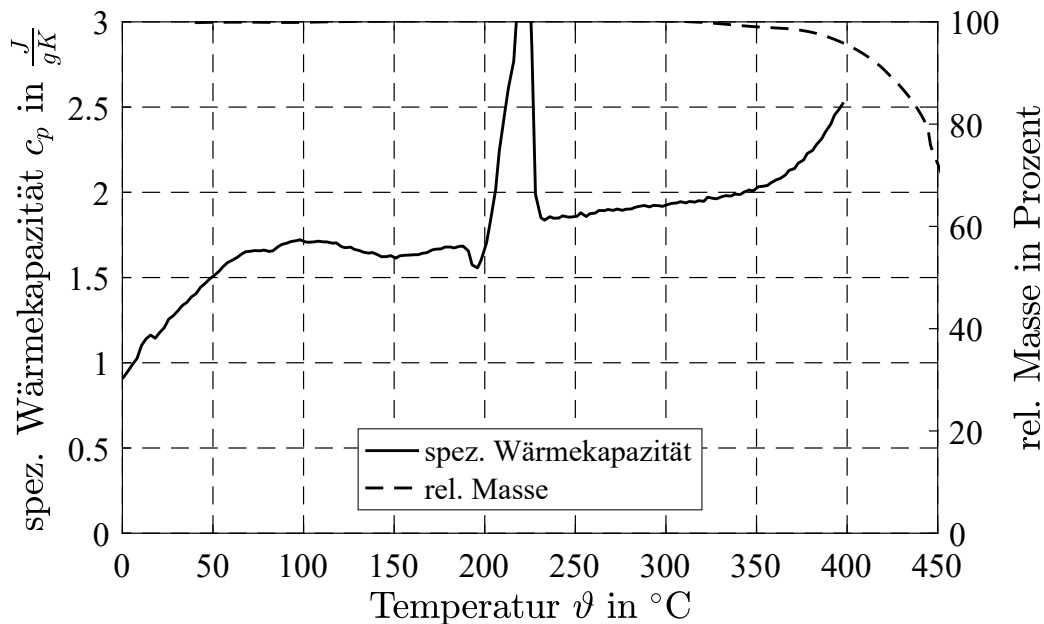


**Abbildung 4.3:** Messkurve der DSC des Tapematerials in der Abkühlung

oder der Struktur des Thermoplasts kommt. Den Aufheiz- und Abkühlkurven kann weiterhin die Kristallisations- und Schmelztemperatur entnommen werden. Die Schmelztemperatur des Thermoplasts liegt demnach bei  $220^{\circ}C$ , die Kristallisationstemperatur bei  $190^{\circ}C$ .

Ergänzend wird eine simultane thermische Analyse (STA) mit einer NETZSCH STA 449 C Jupiter durchgeführt, bei der die DSC mit einer TG kombiniert wird. Diese kombinierte Analyse ermöglicht vor allem eine Aussage über die temperaturabhängige Zersetzung des Probenmaterials. Dazu wird die Probe mit konstanter Aufheizrate erwärmt und die durch die Probe aufgenommene Wärmemenge aufgezeichnet. Simultan wird darüber hinaus die Masse der Probe erfasst. Ergänzend ist die STA 449 C Jupiter mit einem

Massenspektrometer verbunden, welches die Analyse der Zerfallsprodukte bei der Zersetzung ermöglicht. Abb. 4.4 zeigt die Kurven der spezifischen Wärmekapazität und der relativen Masse der Probe. Deutlich zu erkennen ist die bereits in der DSC festgestellte Schmelztemperatur des Thermoplasts. Im Verlauf der spezifischen Wärmekapazität ist ein deutlicher Anstieg ab einer Temperatur von etwa 370 °C erkennbar. Synchron dazu verringert sich die Masse der Probe ab dieser Temperatur erkennbar. Zur Bestimmung



**Abbildung 4.4:** Messkurven der STA des Tapematerials

der Zersetzungstemperatur wird die Massenabnahme der Probe in Bezug auf eine Referenzmasse betrachtet. Als Referenzmasse wird der Mittelwert der relativen Masse im Temperaturbereich von 150 °C bis 200 °C herangezogen. Bei diesen Temperaturen kann angenommen werden, dass das im Polyamid gebundene Wasser verdunstet ist. Die gemittelte relative Masse beträgt im vorgenannten Temperaturintervall  $(99,89 \pm 0,04) \%$ . In Anlehnung an IPC INTERNATIONAL [80] wird die Temperatur bestimmt, bei der die Massenabnahme einem bestimmten prozentualen Wert zur Referenzmasse entspricht. Die in IPC INTERNATIONAL [80] gewählte Massenabnahme von 2 Prozent erscheint in diesem Zusammenhang jedoch als zu groß gewählt. Es wird eine Abnahme von 0,5 Prozent als Kriterium angesetzt, dies entspricht dem 10-fachen der Standardabweichung bei der vorgenannten Bestimmung des Referenztemperaturintervalls. Die Zersetzungstemperatur  $\vartheta_{d(0,5\%)}$  des Tapematerials liegt damit bei 327 °C.

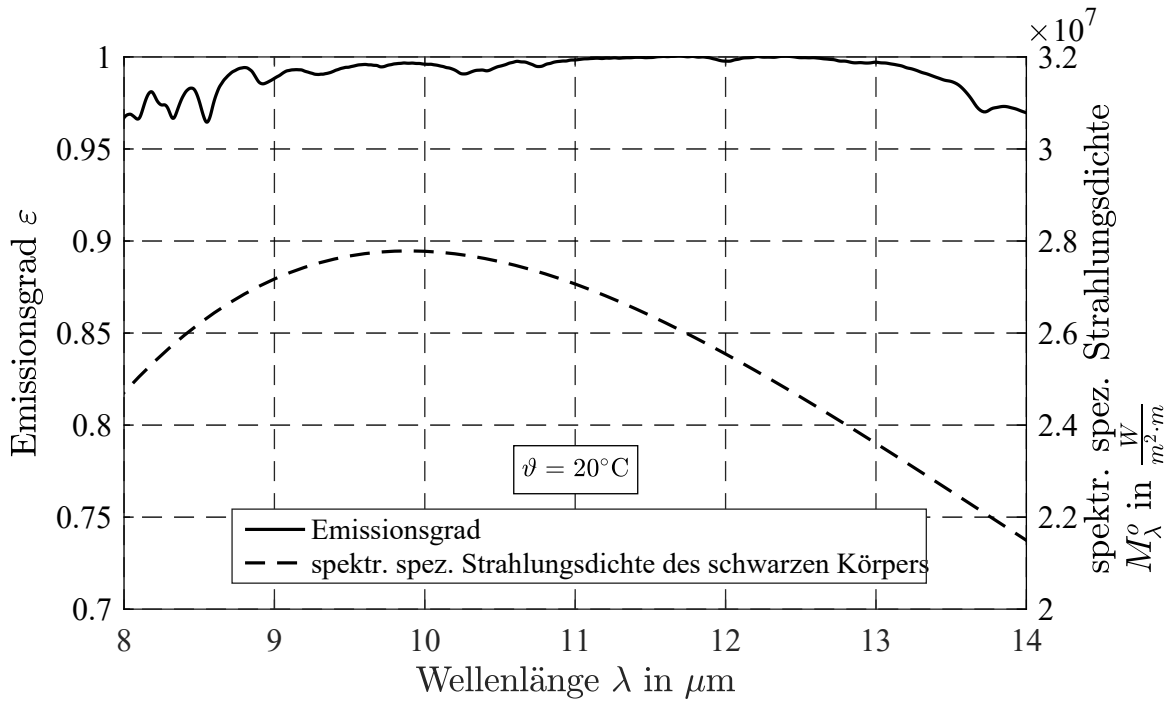
Gemäß der in Unterabschnitt 2.1.2 geschilderten Zuordnung wird die experimentelle Bestimmung des Emissionsgrads in diesem Kapitel erläutert, da der Emissionsgrad

zwingend zur berührungslosen Messung der Temperatur bekannt sein muss und die zur Bestimmung des Emissionsgrads erforderlichen Versuche als maßgebliche Größe die Temperatur beinhalten. Zur Bestimmung einer Referenzgröße wird der Emissionsgrad des Tapematerials bei Raumtemperatur mittels Infrarot-Spektroskopie bestimmt. Dies erfolgt an einem IR-Spektrometer des Typs Tensor 27 der BRUKER CORPORATION. Die verwendeten Messmittel zur berührungslosen Temperaturmessung messen lediglich im Wellenlängenintervall zwischen 8 und 14  $\mu\text{m}$ . Der Grund für den partiellen Messbereich liegt in den optischen Eigenschaften der Luft, die in vorgenanntem Infrarotspektrum beinahe vollständig durchlässig ist für elektromagnetische Strahlung (man spricht vom atmosphärischen Fenster), wohingegen sowohl bei niedrigeren als auch bei höheren Wellenlängen eine deutliche Dämpfung stattfindet. Aus diesem Grund genügt die Auswertung des Infrarotspektrums zwischen 8 und 14  $\mu\text{m}$ . Abb. 4.5 zeigt den Emissionsgrad des Tapematerials in Abhängigkeit der Wellenlänge  $\lambda$  für den vorgenannten Wellenlängenbereich. Die Strahlungsdichte eines Körpers ist abhängig von der Temperatur des Körpers und der Wellenlänge. Zur Ermittlung eines mittleren Emissionsgrads wird die relative spektrale Strahlungsdichte zur Gewichtung des wellenlängenabhängigen Emissionsgrads hinzugezogen. Nach PLANCK [131] kann das Strahlungsspektrum eines schwarzen Körpers in Abhängigkeit von der Wellenlänge  $\lambda$  und der absoluten Temperatur  $T$  nach Gl. 4.1 berechnet werden.

$$M_{\lambda}^0(\lambda, T) = \frac{2\pi hc^2}{\lambda^5} \frac{1}{e^{\left(\frac{hc}{\lambda kT}\right)} - 1} \quad (4.1)$$

Die spektrale spezifische Ausstrahlung eines schwarzen Körpers bei einer Temperatur  $\vartheta$  von 20°C ist in Abb. 4.5 dargestellt. Der Verlauf wird durch Unterteilung in Intervalle mit einer Länge von 1  $\mu\text{m}$  diskretisiert. Der Emissionsgrad und die spektrale spezifische Strahlungsdichte werden über jedes Intervall gemittelt. Die Gewichtung erfolgt durch die Bildung der Flächenverhältnisse der Intervallflächen der spektralen spezifischen Strahlungsdichte zu der Gesamtfläche. Für den Wellenlängenbereich von 8  $\mu\text{m}$  bis 14  $\mu\text{m}$  wird ein Emissionsgrad von 0,99 bei einer Temperatur von 20°C aus der Infrarot-Spektroskopie ermittelt. Im Realversuch konnte durch vergleichende Messung einer mit Lack bekannten Emissionsgrads lackierten und einer angrenzenden unlackierten Rohroberfläche ein Emissionsgrad von 0,98 ermittelt werden.





**Abbildung 4.5:** Emissionsgrad von Celstran CFR-TP PA6 CF60-01 und spektrale spezifische Strahlungsdichte eines schwarzen Körpers bei 20°C

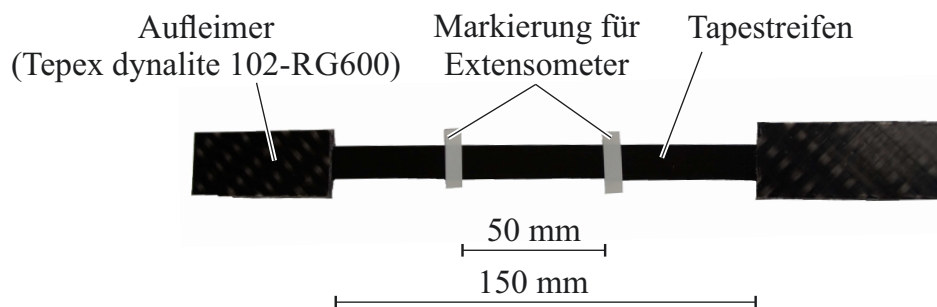
#### 4.2.2 Mechanische Kennwerte

Die Bestimmung mechanischer Kennwerte erfolgt in dieser Arbeit ausschließlich bei Raumtemperatur. Dieses Materialverhalten wird in einer Referenzsimulation in ABAQUS abgebildet. Das so aufgestellte und mittels der Zugversuche validierte Materialgesetz wird verwendet, um die an geraden und gebogenen Rohren durchgeführten Berstdruckversuche in einer FE-Simulation nachzubilden. Das Tapematerial wird in Anlehnung an *DIN EN ISO 527-5* [44] geprüft. Um den Einfluss von zusätzlichen Probenpräparationsschritten zu vermeiden, wird das Einzeltape, wie es seitens des Rohralbzeuglieferanten verwendet wird, geprüft. Daraus folgt eine zur vorgenannten Norm abweichende Probengeometrie, die Breite der Versuchsproben beträgt 12 mm, die Dicke gemäß Unterabschnitt 5.1.1 ( $162 \pm 3$ )  $\mu\text{m}$ . Daraus resultiert eine Querschnittsfläche  $A_{\text{Tape}}$  des Tape Streifens von  $(1,944 \pm 0,036)$   $\text{mm}^2$ . Zur Berechnung der theoretisch auf das Tapematerial wirkenden technischen Spannung wird davon ausgegangen, dass der komplette Querschnitt des Tapes die Zuglast trägt. Damit folgt für die technische Zugspannung  $\sigma_z$  im Tape während des Zugversuchs

$$\sigma_z = \frac{F_z}{A_{\text{Tape}}} \quad (4.2)$$

mit der Zugkraft  $F_z$ , als Messgröße, die die Zugprüfmaschine erfasst. Zur Herstellung der Zugproben werden Tape Streifen mit einer Länge von 250 mm abgelängt. Die Tape-

streifen werden an den Enden mit Krafteinleitungselementen versehen. Als Krafteinleitungselemente werden Zuschnitte aus Organoblech des Typs Tepex® dynalite 102-RG600 der LANXESS DEUTSCHLAND GMBH angefertigt. Die Schnittkanten werden in einem Winkel von  $45^\circ$  zur Faserorientierung ausgerichtet, wie in *DIN EN ISO 527-5* [44] empfohlen. Der Tapeastreifen und die jeweils beidseitig angeordneten Krafteinleitungselemente werden mit Sekundenkleber des Typs PATTEX FLÜSSIG MINI TRIO der HENKEL AG & CO. KGAA verklebt. Exemplarisch ist eine fertig präparierte Zugprobe in Abb. 4.6 dargestellt. Die Zugproben werden in den hydraulischen Spannfuttern



**Abbildung 4.6:** Zugprobe aus Celstran CFR-TP PA6 CF60-01 mit Krafteinleitungselementen

der Zugprüfmaschine eingespannt. Die Erfassung der Längenänderung erfolgt mittels eines Videoextensometers. Die dazu erforderlichen Messmarkierungen werden, wie in Abb. 4.6 dargestellt, in Form von weißen Klebestreifen direkt auf die Zugprobe aufgeklebt. Der Abstand der Klebestreifen zueinander beträgt etwa 50 mm. Die eingespannten Zugproben werden mit einer Geschwindigkeit von 2 mm/min gezogen, wobei erst bei einer Vorspannkraft von 35 N die Messwerterfassung startet. Diese Vorspannkraft entspringt wiederum der normativen Empfehlung aus *DIN EN ISO 527-1* [43]. Diese empfiehlt für die Vorspannung  $\sigma_{z,0}$

$$0 < \sigma_{z,0} \leq \frac{\sigma^*}{100} \quad (4.3)$$

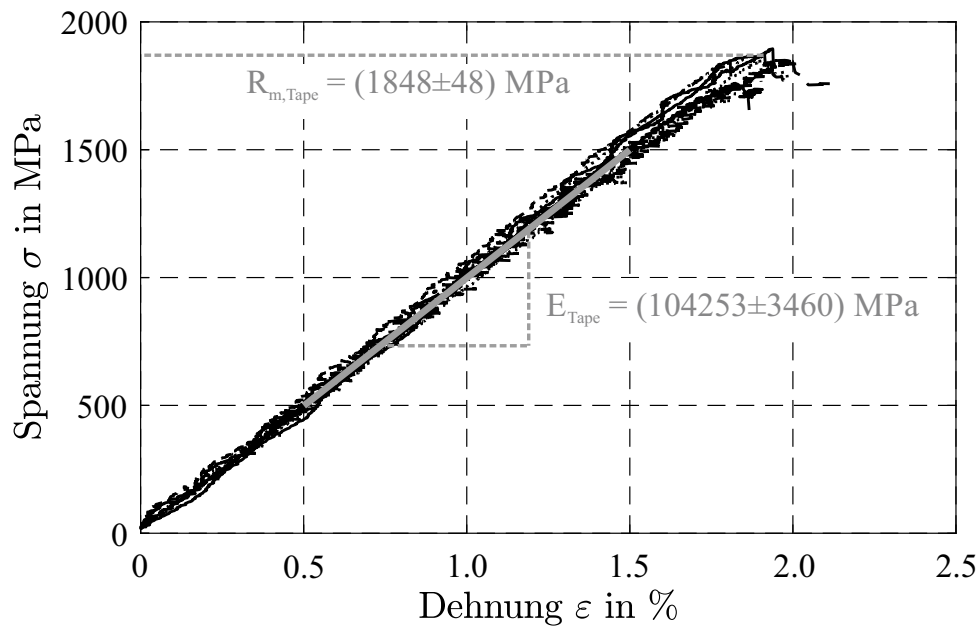
wobei  $\sigma^*$  die für die jeweilige Untersuchung wesentliche Spannung ist. Unter Verwendung der vom Tapehersteller angegebenen Zugfestigkeit  $R_{m, \text{Tape}, \text{DB}}$  des Tapematerials von 1800 MPa führt dies zu einer maximalen Vorspannkraft  $F_{z,0}$  von

$$F_{z,0} = \frac{R_{m, \text{Tape}, \text{DB}} \cdot A_{\text{Tape}}}{100} = 35 \text{ N} \quad (4.4)$$

Aufgrund der Messgenauigkeit der Zugprüfmaschine bei derart geringen Kräften wird dieser Maximalwert für die Vorspannung verwendet, um eine möglichst hohe Wieder-

holgenauigkeit zu erzielen. Nach Erreichen der Vorspannkraft zieht die Zugprüfmaschine ohne Unterbrechung mit unveränderter Ziehgeschwindigkeit weiter.

Die in Abb. 4.7 dargestellten Kurvenverläufe sind die über den nominellen Ausgangsquerschnitt  $A_{\text{Tape}}$  ermittelte Zugspannung, aufgetragen über die anhand der Ausgangsmesslänge und der Längenänderung ermittelte Dehnung des Tapematerials. Zur Ermitt-



**Abbildung 4.7:** Ergebnisse der Zugversuche von 7 Probekörpern aus Celstran CFR-TP PA6 CF60-01

lung des E-Moduls wird der Verlauf der Messpunkte innerhalb des Dehnungsintervalls von 0,5 % bis 1,5 % für jede Kurve über eine Geradengleichung approximiert. Die Steigung der Geraden kann in diesem Fall zur Definition des Elastizitätsmoduls des Tapematerials herangezogen werden. Die je Probe maximal erreichte Zugspannung entspricht der Zugfestigkeit des Tapematerials. Tab. 4.1 führt die aus den Versuchen bestimmten Materialkennwerte auf. Bei einigen Proben findet eine erste Schädigung vor Erreichen der Maximalspannung statt. Dies äußert sich in einem schlagartigen Spannungsabfall, nach dem die Spannung jedoch weiter steigt. Da diese Versagensart nicht bei allen Proben festgestellt wird, muss ein einheitlicher Materialkennwert bestimmt werden. In diesem Fall wird die Dehnung bei Maximalspannung verwendet und als Bruchdehnung interpretiert.

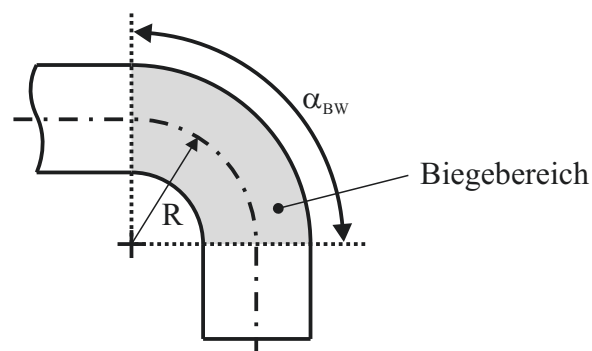
**Tabelle 4.1:** Ermittelte Kennwerte aus Zugversuchen an Proben aus Celstran CFR-TP PA6 CF60-01

Kennwert	Mittelwert	Standardabweichung
E-Modul in MPa	104253	3460 (3,3 %)
Zugfestigkeit in MPa	1848	48 (2,6 %)
elastische Dehnung bei erstem Faserbruch in %	1,85	0,08
elastische Dehnung bei Maximalspannung in %	1,88	0,05

### 4.3 Erwärmen

Die Erwärmung der CFRTP-Rohre stellt den ersten Prozessschritt nach der Beschickung der Biegeanlage dar. Es gilt, eine Aufheizzone einzustellen, deren Position, Abmessungen und Temperaturverteilung auf die Biegeaufgabe abgestimmt ist. Ziel ist grundsätzlich, die Formtemperatur so einzustellen, dass die Formbarkeit gegeben ist, eine Schädigung jedoch vermieden wird. Aus den DSC- und TG-Messungen wird ein Temperaturbereich von 220 °C bis 320 °C als möglich identifiziert. Dabei ist die untere Grenze durch die Schmelztemperatur und die obere durch den Beginn der Degradation festgelegt.

Die Position der Aufheizzone ist so zu wählen, dass das CFRTP-Rohr über den gesamten Biegebereich, wie er in Abb. 4.8 dargestellt ist, formbar ist. Da aufgrund der Wärmeübertragungsvorgänge, sowohl innerhalb des Rohres als auch zwischen dem Rohr und der Umgebung (Luft, Werkzeugkontakt), stets ein Temperaturgradient zu dem kühleren Rohrabschnitt mit Raumtemperatur existieren muss, wird nachfolgend der Begriff Aufheizzone als der Bereich definiert, innerhalb dessen die Temperatur des Rohres oberhalb der Matrixschmelztemperatur liegt. Die minimale Länge der Aufheizzone  $l_{\min, \text{Heiz}}$  kann

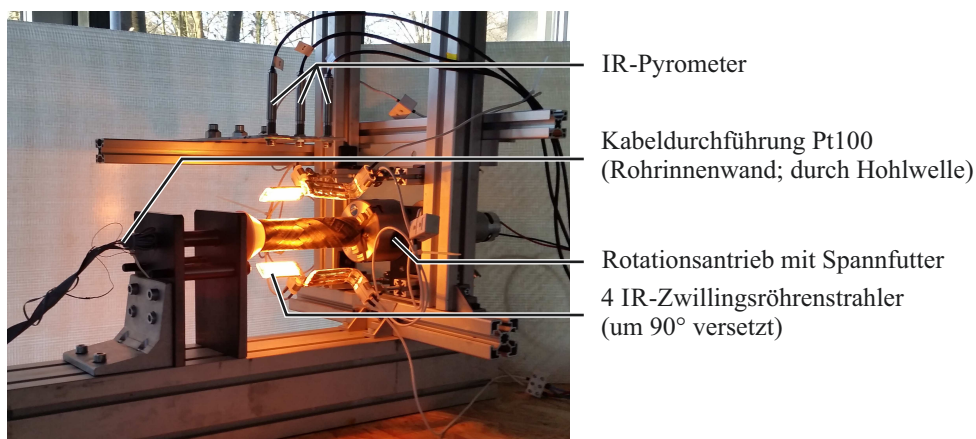
**Abbildung 4.8:** Biegebereich und Umformzone am CFRTP-Rohr

gemäß Gl. 4.5 anhand des dehnungsneutralen Pfades berechnet werden.

$$l_{\min, \text{Heiz}} = R_b \cdot \alpha_{\text{BW}} = 44 \text{ mm} \cdot 90^\circ = 69,1 \text{ mm} \quad (4.5)$$

Da physikalisch bedingt der Krümmungsverlauf nicht unstetig sein kann, muss die Formung über diesen Bereich hinaus möglich sein. Eine geringfügig größere Aufheizzone ist einzustellen. Die Justierung der Länge der Aufheizzone auf die jeweilige Biegeaufgabe erfolgt im Rahmen von Realversuchen.

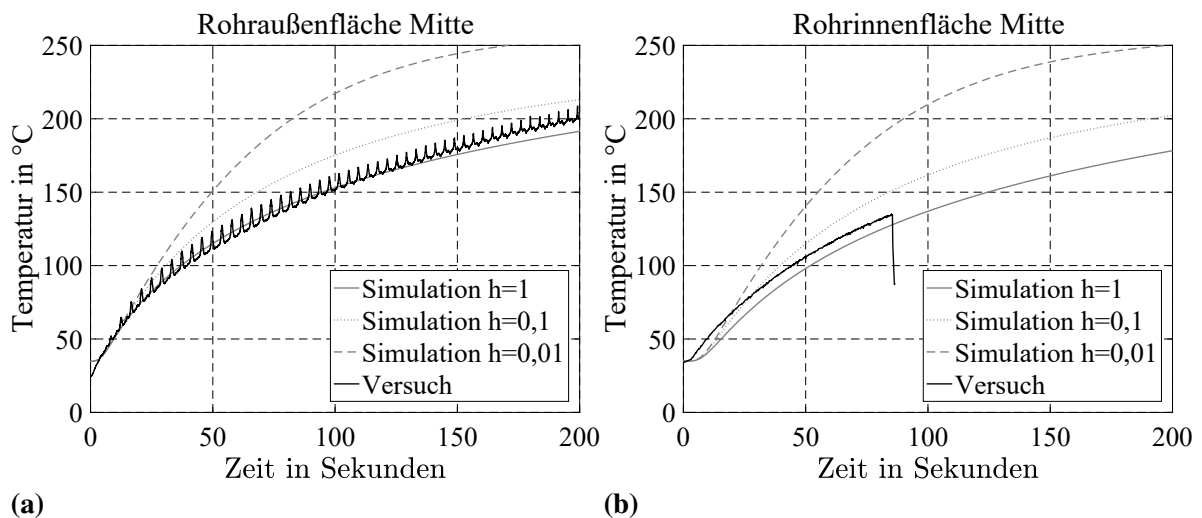
In dem in Abb. 4.9 dargestellten Versuchsaufbau wird ein CFRTP-Rohr mittels vier um jeweils  $90^\circ$  versetzten IR-Zwillingsröhrenstrahlern erwärmt. Die Versuche zeigen, dass die Rotation des Rohres erforderlich ist, um über den Umfang einen möglichst homogenen Temperaturverlauf einzustellen. Daher wird das Rohr einseitig in einem Dreibackenspannfutter eingespannt, welches über einen Getriebemotor angetrieben wird. Dessen Drehzahl ist mittels Pulsweitenmodulation-Regler einstellbar. Das gegenüberliegende Ende des CFRTP-Rohrs wird über einen Zentrierkegel geführt. Dieser ist auf einem Zapfen einer mittels Gleitlager frei drehbar gelagerten Hohlwelle montiert. Durch eine zentrale Bohrung und seitliche Aussparungen können Kabel in das Innere des CFRTP-Rohrs geführt werden. Dies wird genutzt, um an der Innenwandung des zu erwärmenden Rohres Pt100-Messwiderstände anzubringen, die den Temperaturverlauf während der Erwärmung erfassen. Ein eingeschobener Silikonschlauch mit innenliegender Stahlfeder dient der Fixierung der Pt100-Messwiderstände am Messort. Diese Stützstruktur bildet gleichzeitig den Biegedorn in dem Aufheizversuch ab. Die Temperatur an



**Abbildung 4.9:** Versuchsaufbau zur Ermittlung geeigneter Heizparameter

der Rohroberfläche wird mittels IR-Pyrometern erfasst. Die Pyrometer sind derart angeordnet, dass jeweils ein Pyrometer auf einer Ebene mit einem Pt100-Messwiderstand liegt. Die Ebene steht orthogonal zur Mittelachse des Rohres. Somit kann der zeitliche Verlauf an äußere und innerer Wandung verglichen werden. Die Versuche werden in einer thermischen Simulation nachgebildet, die wiederum als Basis für die nachfolgend beschriebene simulationsgestützte Auslegung der für die Biegeversuche verwenden

deten Erwärmungseinheit dient. Die Simulation wird anhand der Messergebnisse validiert und wurde durch BÖCKING et al. [17] publiziert. Die Verläufe der Temperaturen an der Innen- und Außenfläche des Rohres an der mittleren Messposition sind in Abb. 4.10a und Abb. 4.10b dargestellt und zeigen die Übereinstimmung der Daten bei einem Wärmeübergangskoeffizienten  $h_{RS}$  zwischen Rohr und Silikonschlauch im Bereich von  $0,1 \text{ W mm}^{-2} \text{ K}^{-1}$  bis  $1 \text{ W mm}^{-2} \text{ K}^{-1}$ . Die rechnerische Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten auf Basis von Materialkennwerten ist im nachfolgenden Kapitel dargelegt.



**Abbildung 4.10:** Vergleich der gemessenen und berechneten Temperatur an der Rohrinne- und -außenfläche im Vorversuch

### 4.3.1 Thermische Simulation

Zur Auslegung der Aufheizstrategie und der erforderlichen Leistung wird eine thermische Simulation aufgebaut, die die Erwärmungseinheit des Versuchsaufbaus der Biegeversuche nachbildet. Dazu werden die Erkenntnisse aus den Aufwärmversuchen und die darauf aufbauende Simulation verwendet. Insbesondere wird mit der Simulation die Berechnung der Temperatur im Inneren des Rohres ermöglicht, da diese messtechnisch mit bestehender Sensortechnologie im Prozess nicht zu erfassen ist.

Die Simulation wird in ABAQUS aufgebaut und durchgeführt. Es wird eine reine Wärmetransportsimulation durchgeführt, bei der die Angabe der mechanischen Werkstoffeigenschaften nicht erforderlich ist. Im Modell werden gegenüber dem realen Versuchsaufbau und der Versuchsdurchführung Vereinfachungen getroffen, die nachfolgend gelistet sind:

- Das Rohr wird in der Simulation nicht rotiert.

Die im Realversuch durchgeführte Rotation dient zwei Zwecken. Zum einen der Vermeidung einer Durchbiegung des Rohres im erweichten Zustand. Zum anderen der gleichmäßigen Wärmezu- und -abfuhr über die Rohroberfläche. Da bei einer reinen Wärmetransportsimulation keine mechanischen Effekte berücksichtigt werden, ist die Rotation zur Vermeidung der Durchbiegung überflüssig. Die Wärmeabfuhr wird aus vorgenanntem Grund ebenfalls nicht durch äußere Kräfte beeinflusst. Die Wärmezufuhr erfolgt in der Simulation ausschließlich über die Strahler. In einer ersten Näherung wird angenommen, dass die Intensität der auf die Rohroberfläche treffenden Strahlung über den halben Rohrumfang anhand einer Sinusfunktion beschrieben werden kann. Summiert man für alle vier Strahler die Intensität entlang des Rohrumfangs, resultiert daraus eine konstante Strahlungsintensität auf der Rohroberfläche.

- Das Modell kann aufgrund von Symmetrien auf ein Viertel reduziert werden.
- Das CFRTP-Rohr wird als Volumen abgebildet, wobei in Dickenrichtung eine Sektionierung entsprechend der Wickellagen erfolgt. Jede Einzellage wird somit als Kontinuum mit teilweise anisotropen Kennwerten abgebildet. Die Dicke der Lagen ist einheitlich, die Orientierung der Fasern und somit der richtungsabhängigen Wärmeleitfähigkeit wird innerhalb der einzelnen Lagen wiederum aus den Wickeldaten entnommen. Die zwischen den Wickellagen aufgrund des Aufbaus des Tapehalbzeugs vorliegenden matrixreichen Schichten (vgl. Unterabschnitt 5.1.1) werden dabei nicht berücksichtigt.

Die zur Eingabe im Modell erforderlichen thermischen Kennwerte entstammen zum Teil den in Unterabschnitt 4.2.1 geschilderten Versuchen, zum Teil der Literatur und zum Teil aus Berechnungen. Die Eingabeparameter zur Simulation sind Abschnitt A.1 zu entnehmen.

Die spezifische Wärmekapazität wurde in der STA ermittelt (vgl. Unterabschnitt 4.2.1) und wird als temperaturabhängiger Kennwert dem Verbundmaterial in ABAQUS übergeben.

Die Wärmeleitfähigkeit des Materials wird auf Basis der Kennwerte der Einzelkomponenten berechnet. Dazu werden die im Datenblatt und der Literatur angegebenen Leitfähigkeiten der Einzelkomponenten anhand der in Gl. 4.6 und Gl. 4.7 dargestellten Mi-

schungsregeln für den UD-Verbund nach SCHÜRMAN [150] berechnet.

$$\lambda_{\parallel} = \lambda_{f\parallel}\varphi_f + \lambda_m(1 - \varphi) \quad (4.6)$$

$$\frac{1}{\lambda_{\perp}} = \frac{1}{\lambda_{f\perp}}\varphi + \frac{1}{\lambda_m}(1 - \varphi) \quad (4.7)$$

Dies birgt das Risiko, dass insbesondere lokale Unregelmäßigkeiten und Abweichungen der Materialspezifikation nicht berücksichtigt werden. Da die hier durchgeführte Simulation jedoch ein makroskopisches Ergebnis liefert und zur Prozessvorauslegung verwendet wird, wird der Einfluss auf das Ergebnis als hinreichend gering eingestuft. In der Literatur und in Datenblättern von Faserherstellern können teils deutlich unterschiedliche Werte zur thermischen Leitfähigkeit gefunden werden. Eine Recherche über TECKNOWLEDGE SÀRL [164] liefert Wärmeleitfähigkeiten für Fasern mit einem Nenn-durchmesser von  $5\ \mu\text{m}$  zwischen  $5\ \text{W m}^{-1}\text{K}^{-1}$  und  $156\ \text{W m}^{-1}\text{K}^{-1}$ . GARTHAUS [58] berechnet mit Daten aus TORAY COMPOSITE MATERIALS AMERICA, INC. [167] und dem Polyamid Ultramid der BASF (vgl. N.N. [120]) die Wärmeleitfähigkeiten des Tapedmaterials bei Raumtemperatur in Längs- und Querrichtung zu  $\lambda_{Tape\parallel} = 48,2\ \text{W m}^{-1}\text{K}$  und  $\lambda_{Tape\perp} = 0,67\ \text{W m}^{-1}\text{K}$ . Aus Daten von DIETZ [39] wird unter der vereinfachten Annahme einer linearen Abhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit von der Temperatur unterhalb der Schmelztemperatur die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit gemäß Gl. 4.8 für die Simulation berechnet.

$$\lambda_M(\vartheta) = \begin{cases} -0,0005 \cdot \vartheta + 0,375 & , \vartheta \leq \vartheta_{M,m} \\ 0,21 & , \vartheta \geq \vartheta_{M,m} \end{cases} \quad (4.8)$$

Zur Berechnung der konvektiven Wärmeverluste des Rohres zur Umgebung wird die Wärmeübergangszahl der Rohroberfläche zur Umgebung benötigt. Diese wird anhand einiger grundlegender Formeln der Thermodynamik und Strömungslehre bestimmt. Es handelt sich bei dem Rohr um einen zylindrischen Körper, der horizontal angeordnet, von Luft umgeben und frei umströmt wird. WINDISCH [179] liefert für diesen Fall die Näherungsformeln Gl. 4.9 und Gl. 4.10 zur Bestimmung der zur Berechnung der Wärmeübergangszahl erforderlichen Kennzahlen.

$$\text{mittlere Nußelt-Zahl: } Nu_m = \left[ 0,60 + 0,387(Ra \cdot F_4)^{1/6} \right]^2 \quad (4.9)$$

$$\text{Faktor: } F_4 = \frac{1}{\left[ 1 + \left( \frac{0,559}{Pr} \right)^{9/16} \right]^{8/27}} \quad (4.10)$$

Die Nußelt-Zahl  $Nu_m$  kann demnach aus der Rayleigh-Zahl  $Ra$  und der Prandtl-Zahl  $Pr$  berechnet werden. Aus der Nußelt-Zahl kann unter Verwendung der Wärmeleitfähigkeit

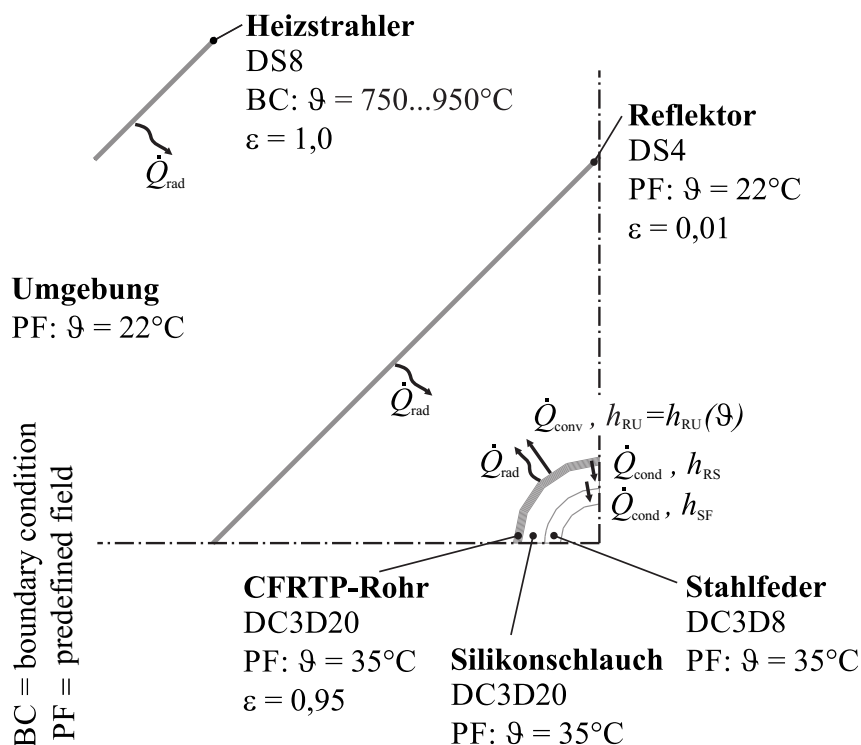


der Luft und der charakteristischen Länge der Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha_{\text{konv}}$  in Abhängigkeit der Rohrtemperatur berechnet und der Materialkarte in ABAQUS übergeben werden.

Der Wärmeübergangskoeffizient zwischen dem innenliegenden Dorn und der Rohrwandung kann messtechnisch nicht bestimmt werden. Daher muss eine Abschätzung erfolgen. In der Literatur können Wärmeübergangskoeffizienten zu Polyamid und Silikon gefunden werden, so unter anderem von MAROTTA et al. [104] ( $h_{\text{Polyamid}} = 366,5 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ ) und WEN et al. [178] ( $h_{\text{Silikon}} = 150 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ ). Aus den dort ermittelten Werten wird gemäß Gl. 4.11 das harmonische Mittel gebildet und als konstanter Wärmeübergangskoeffizient  $h_{\text{RS}}$  der Simulation übergeben. Der errechnete Wert stimmt mit dem in den Vorversuchen und der begleitenden Simulation ermittelten Wertebereich für den Wärmeübergangskoeffizienten  $h_{\text{RS}}$  überein.

$$h_{\text{RS}} = \frac{2 \cdot h_{\text{Silikon}} \cdot h_{\text{Polyamid}}}{h_{\text{Silikon}} + h_{\text{Polyamid}}} = 213 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1} \quad (4.11)$$

Das FE-Modell der Wärmeübertragungsvorgänge ist in Abb. 4.11 schematisch dargestellt. Innerhalb des Aufheizschrittes des Simulationsmodells wird die Oberflächentem-

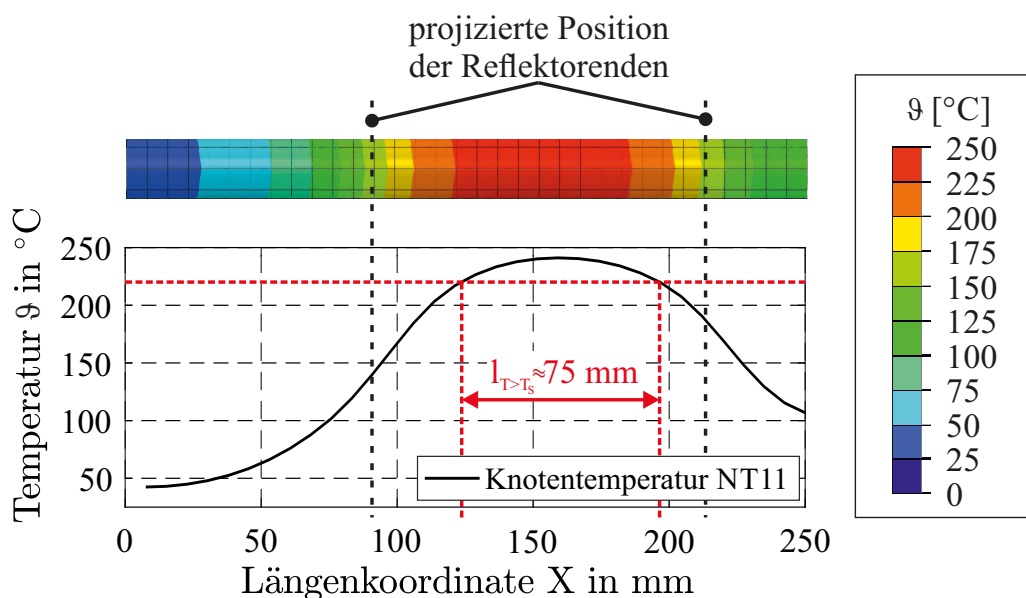


**Abbildung 4.11:** Schematische Darstellung des FE-Modells der Wärmeübertragungsvorgänge beim Aufheizen der CFRTP-Rohre

peratur des Wärmestrahlers konstant gehalten. Die Flächenleistung des Strahlers folgt

aus dieser festgelegten Temperatur und dient anschließend der Vorauslegung der Steuerspannung der Infrarotheizung in den Biegeversuchen. Aus den Vorversuchen zur Erwärmung resultiert eine geeignete Flächenleistung von etwa  $0,075 \text{ W mm}^{-2}$ , die als Ausgangswert angesetzt wird.

Im Ergebnis liefert das FE-Modell die Temperaturverteilung im CFRTP-Rohr über die Zeit. Das Modell kann somit zur Vorauswahl der Heizleistung, der Heizdauer und der Anordnung der Reflektorbleche verwendet werden. Dazu werden die variablen Parameter Reflektorabstand radial, Reflektorabstand longitudinal und Temperatur Heizstrahler in der Simulation variiert und das resultierende Temperaturfeld geprüft. Maßgeblich ist dabei, dass die Temperatur innerhalb der späteren Umformzone die Schmelztemperatur der Matrix überschritten hat und der Temperaturgradient zwischen Außen- und Innenseite des Rohres möglichst gering gehalten wird. Abb. 4.12 zeigt das Ergebnis der Simulation als Verteilung der Temperatur entlang eines linearen Auswertepfades auf der Rohroberfläche des Modells. Anhand der resultierenden Temperaturverteilung kann der Bereich der Formbarkeit bestimmt werden.



**Abbildung 4.12:** Aufheizzone aus der Simulation für ein Rohr WW55\_D22x1, zu biegender Winkel  $90^\circ$

#### 4.4 Einformen, Rekonsolidieren und Entnahme

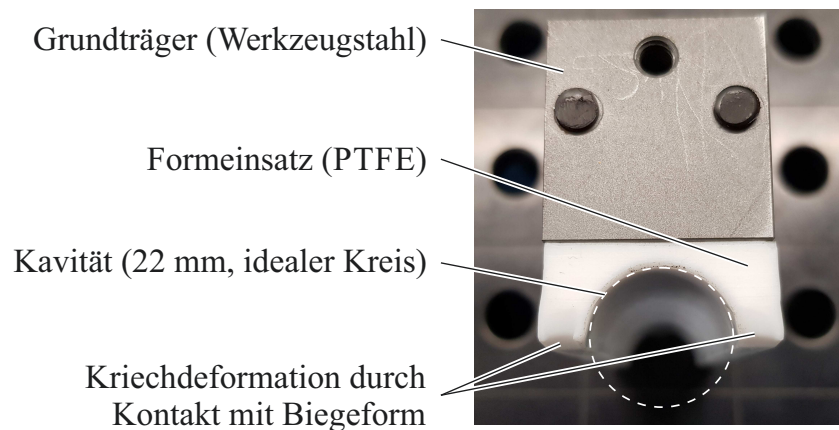
Die Entwicklung eines Werkzeugkonzepts unter Berücksichtigung der Anforderungen des Halbzeugmaterials erfolgt sowohl in theoretischer Vorarbeit und Konstruktion als

auch im experimentellen Versuch. Die Werkzeuge übernehmen im Prozess die Aufgabe der Führung und Stützung des Halbzeugs, der Rekonsolidierung und im Falle der Biegeform auch der Kühlung. Die Führung und Stützung des Halbzeugs ist im Prozess ab dem Zeitpunkt der Erweichung der Matrix erforderlich. Die in Unterabschnitt 5.2.1 beschriebene Biegemaschine hält die für das Rohrbiegen allgemein notwendigen, beziehungsweise gebräuchlichen Werkzeugachsen bereit. Da ein direktes Aufheizen im Werkzeug aufgrund des Heizens per IR-Strahler ausscheidet, muss die Erwärmung örtlich getrennt von der Umformeinheit erfolgen. Um den Einsatz zusätzlicher Peripheriemaschinen und Geräte zu reduzieren, wird die Vorschubachse der Biegemaschine auch für den Transfer aus der Erwärmungseinheit in das Biegewerkzeug verwendet. Da die Vorschubachse nur je einen translatorischen und rotatorischen Freiheitsgrad aufweist, muss die Erwärmung kollinear zur Vorschubachse durchgeführt werden. Die Heizeinheit wird daher im Bereich zwischen der Vorschubachse und den Biegewerkzeugen aufgebaut. Die Vorschubachse klemmt das Rohr vor Beginn des Heizprozesses und ein auf der Dornachse montierter Stützdorn wird in dem Bereich der späteren Umformung innen im Rohr platziert. Da der Dorn in der Biegezone bis zur Abkühlung des Rohres auf Entnahmetemperatur im Rohr verbleibt, muss dieser flexibel ausgeführt sein. In Versuchen wurden unterschiedliche Varianten eines flexiblen Dorns getestet, wobei allen Dornkonzepten gemein ist, dass sie eine äußere Hülle aus einem Elastomerschlauch und eine stabilisierende, insbesondere den Umfang stützende Seele aufweisen. Der Elastomerschlauch dient dabei der Bereitstellung einer stetigen Kontaktfläche an der Innenwandung, um die durchgehende Abstützung des Querschnitts zu gewährleisten. Da der Elastomerschlauch für sich genommen keine ausreichende Stützung des Umfangs sicherstellt, ist die stützende Seele erforderlich. Eine Übersicht der getesteten Dornkonzepte und eine Kurzbewertung der Ergebnisse ist in Tab. 4.2 gegeben. Basierend auf den Ergebnissen der Konzeptversuche wird das bereits von REICH [136] entwickelte Konzept einer elastomeren Hülle und einer Feder weiterverfolgt (D02b). Die endgültige Ausführung des Biegedorns ist in Unterabschnitt 5.2.3 beschrieben.

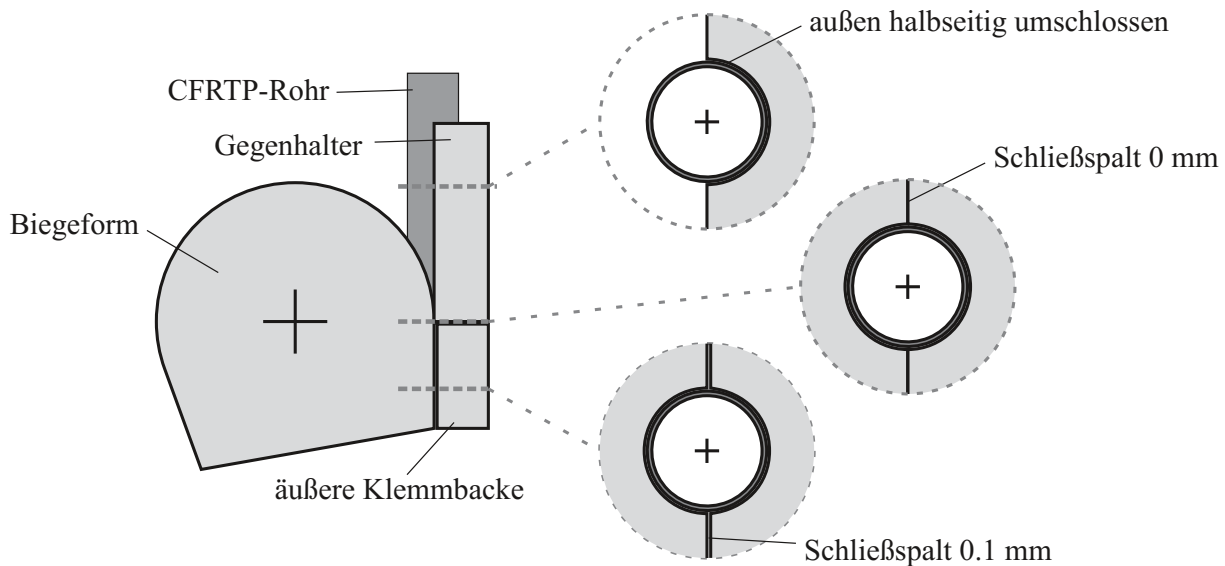
Die Reduzierung der Wärmeabfuhr an den Gegenhalter durch Einsatz von Polytetrafluorethylen (PTFE) und somit eines isolierenden Werkzeugmaterials wurde geprüft. Die Werkzeugversuche zeigten jedoch, dass es durch den Kontakt des PTFE-Gegenhalters mit der Biegeform zu Kriechvorgängen kommt, die bereits nach wenigen Biegeoperationen zu der in Abb. 4.13 dargestellten Deformation des Gegenhalters führen. Daraus resultiert eine Konturabweichung des Rohrquerschnitts im Bereich der Werkzeugtrennebene, die den Einsatz des PTFE-Gegenhalters in der vorliegenden Konstruktionsvariante ausschließen. Aus diesem Grund werden alle Werkzeuge mit Ausnahme des Dorns aus Werkzeugstahl gefertigt.

**Tabelle 4.2:** Bewertung unterschiedlicher Dornkonzepte aus Vorversuchen

Bezeichnung	Aufbau	Bewertung
D01	<i>innen:</i> Metallschutzschlauch; <i>außen:</i> Silikon-schlauch	keine ausreichende Stützwirkung während Erwärmung; Silikon kurzzeitig bis 260 °C belastbar
D02a	<i>innen:</i> Zugfeder mit rundem Draht; <i>außen:</i> Silikon-schlauch	gute Stützwirkung; bei Draht-durchmessern größer ca. 2 mm wellige Außenkontur des Silikon-schlauchs (Wanddicke 2 mm)
D02b	<i>innen:</i> Zugfeder mit rechteckigem Draht; <i>außen:</i> Silikon-schlauch	gute Stützwirkung; gleichmäßige Außenkontur des Silikon-schlauchs
D03	<i>innen:</i> Holzkugeln auf Aramidschnur aufgefädelt <i>außen:</i> zwei Viton®-Schläuche	durch Vorspannung des Aramid-seils ausreichende Stützwirkung; koppelt bei induktiver Erwärmung nicht ein; Viton®kurzzeitig bis ca. 300°C belastbar

**Abbildung 4.13:** Deformierter PTFE-Gegenhalter

Die Rekonsolidierung des Faserverbunds erfordert die Druckbeaufschlagung der Wandung über den kompletten Umfang. Dies erfordert einen vollumschließenden Werkzeugkontakt des Rohres. Das Rohr liegt jedoch in der Biegeform nur halbseitig an, wie in Abb. 4.14 dargestellt. Lediglich im Bereich des Gegenhalters ist eine vollumfängliche Umschließung des Querschnittes gegeben. Durch den im Rohr befindlichen elastischen Dorn wird der Bereich des Kontakts von einem idealisierten Linienkontakt in eine breitere Kontaktzone überführt. Die Kavitäten der Biegeform und des Gegenhalters bilden einen Hüllkreis mit einem unveränderlichen Durchmesser von 22 mm, innerhalb dessen das Rohr lokal voll umschlossen ist. Aufgrund des viskoelastischen Materialverhaltens der Matrix würde ein Öffnen des Werkzeugs unmittelbar nach erfolgter Biegung zur Federung des Rohres führen. Thermische und durch die Formung eingebrachte Eigenspan-



**Abbildung 4.14:** Werkzeugkontakt des CFRTP-Rohrs vor Beginn der Biegung

nungen im Bauteil können dabei sowohl zu einer Vor- als auch zur Rückfederung führen (vgl. Unterabschnitt 6.2.3). Zusätzlich übt der flexible Dorn ein Rückstellmoment aus, das zur Deformation des Rohrbogens führen kann. Zur Bestimmung der Zieltemperatur zur Entnahme werden daher die Temperatur der Wärmeformbeständigkeit nach Martens, wie in EHRENSTEIN [49] beschrieben, sowie die Glasübergangstemperatur des Tapematerials gemäß CELANESE CORP. [29], berücksichtigt. Dies hat zudem den Vorteil, dass eine manuelle Entnahme möglich ist. Die in N.N. [120] angegebene Biegetemperatur unter Last (HDT A) beträgt mindestens  $55\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Da die zusätzlich vorhandene Faserverstärkung gemäß CHUNG et al. [34] zu einer Reduzierung des Kriechvermögens führt, wird eine Deformation unterhalb dieser Temperaturen aufgrund der geringen Rückstellkraft des Dorns ausgeschlossen.

# 5 Biegeversuche

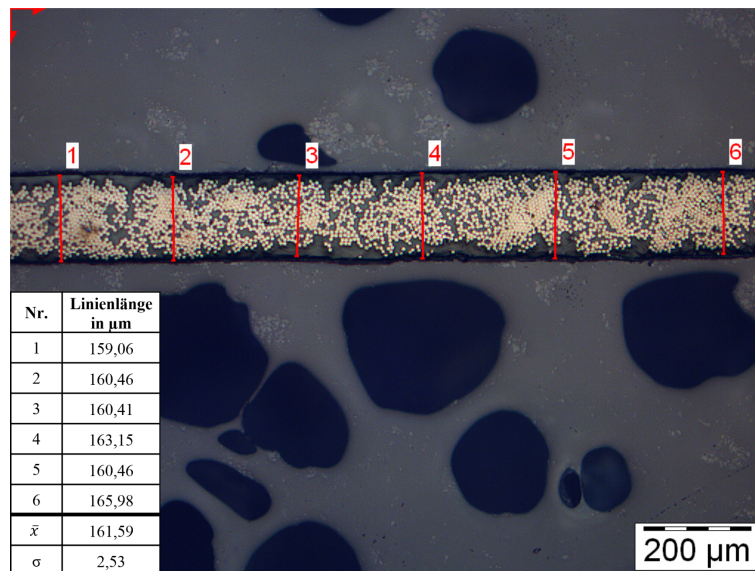
Im Kapitel *Biegeversuche* werden einleitend die für die Versuche verwendeten Halbzeuge charakterisiert. Da die CFRTP-Rohre bereits aus Halbzeug in Form von thermoplastischem Tape hergestellt werden, wird auch dieses betrachtet. Anschließend wird der aus Kapitel 4 hervorgehende Versuchsaufbau hinsichtlich der verwendeten Anlage und Werkzeuge sowie der Prozessführung und der verwendeten Messtechnik erläutert. Abschließend werden der Programmablauf des Biegeprogramms und das Variationsfeld der Biegeparameter dargestellt.

## 5.1 Halbzeuge

### 5.1.1 Tapehalbzeug

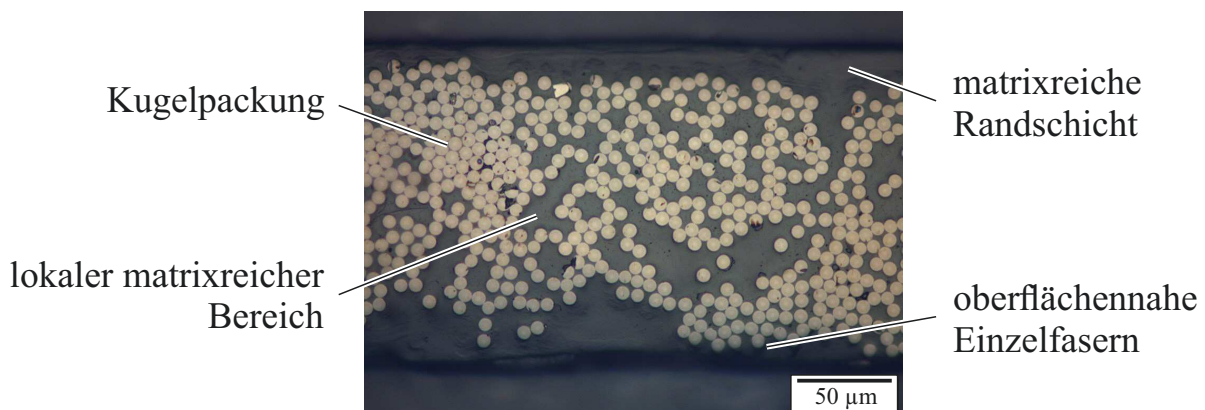
Die für die Biegeversuche verwendeten Rohre werden aus dem UD-Tape CELSTRAN CFR-TP PA6 CF60-01 der CELANESE CORPORATION hergestellt. Dabei handelt es sich um ein Polyamid 6 mit Endlos-Kohlefaserverstärkung. Der Faservolumengehalt des Tapes beträgt 48 %vol, bei einer mittleren Dichte von  $1,46 \text{ g cm}^{-3}$ . Das Tape wird als Spule mit einer Tapebreite von 12 mm und einer nominellen Tapedicke von 0,15 mm geliefert. Seitens des Tapeherstellers wird eine minimale Dickentoleranz von  $\pm 0,02 \text{ mm}$  angegeben. Die Schmelztemperatur  $\vartheta_S$  wird mit  $220^\circ\text{C}$  angegeben, die Glasübergangstemperatur  $\vartheta_G$  mit  $47^\circ\text{C}$ . Eine kontinuierliche Vermessung der Tapedicke im oder vor dem Wickelprozess ist derzeit nicht Stand der Technik. Daher wird an einem 900 mm langen Streifen des zur Fertigung genutzten Tapes die Dicke im Abstand von jeweils 50 mm taktil gemessen. Die mittlere Tapedicke des Streifens beträgt  $(161 \pm 2) \mu\text{m}$ .

Ergänzend wird ein Querschliff eines Tapestreifens angefertigt. Das Tape wird mithilfe einer Metallklammer fixiert, sodass ein zur Längsrichtung des Tapes orthogonaler Querschliff angefertigt werden kann. Die Tapedicke wird in der Mikroskopsoftware durch Anlegen einer Linie an die Taperänder bestimmt, wie in Abb. 5.1 dargestellt. Dieses optische Verfahren liefert eine mittlere Tapedicke von  $(162 \pm 3) \mu\text{m}$ . Die Abweichung der taktilen zur optischen Vermessung beträgt demnach  $1 \mu\text{m}$ , was auf die taktil gemessene Tapedicke bezogen eine Messabweichung von 0,6 % entspricht. Die Streubreite der Tapedicke über die Länge und die Breite des Tapes ist demnach sehr gering und innerhalb des herstellerseitig angegebenen Toleranzbereichs, wobei berücksichtigt werden muss, dass lediglich ein verhältnismäßig kleiner Bereich des Tapehalbzeugs geprüft werden konnte. Insbesondere dann, wenn Taperollen aus der Mitte und dem Rand des Mastertapes verglichen werden, sind größere Abweichungen zu erwarten.



**Abbildung 5.1:** Querschliff eines Tape Streifens aus CELSTRAN CFR-TP PA6 CF60-01 mit Messlinien

Betrachtet man den in Abb. 5.2 dargestellten Abschnitt des Tapes, können einige Charakteristika festgestellt werden bezüglich der Faser-Matrixverteilung. An der Ta-



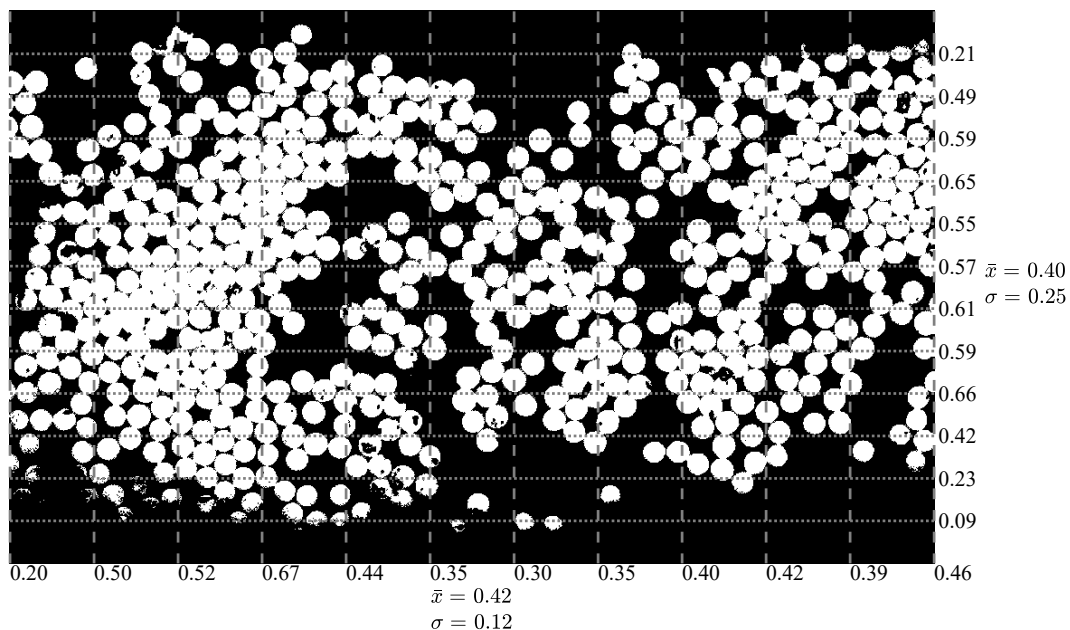
**Abbildung 5.2:** Querschliff eines Tape Streifens aus CELSTRAN CFR-TP PA6 CF60-01 mit Messlinien

peoberfläche existiert in weiten Bereichen eine matrixreiche Schicht. Diese Schicht ist erforderlich, damit ein stoffschlüssiger Verbund zwischen Einzellagen hergestellt werden kann. Allerdings liegen stellenweise einzelne Fasern und Faserbündel sehr dicht unter der Oberfläche. Der angegebene Faservolumengehalt schwankt demnach stark über die Tapebreite und -dicke. Um die Gültigkeit des angegebenen Faservolumengehalts zu prüfen, wird die Aufnahme eines Querschliffs mittels Bildbearbeitungsfunktionen in MATLAB in ein Graustufenbild gewandelt und anschließend anhand eines Graustufenwertes von 0,45 binarisiert. In dem bearbeiteten Bild werden entlang vertikaler Linien

der Wert jedes Pixels erfasst. Die Pixelwerte werden anschließend zur Berechnung des Pixelwertverhältnisses nach Gl. 5.1 genutzt.

$$\bar{\varphi}_{\text{Px}} = \frac{n_{\text{Px},1}}{n_{\text{Px,ges}}} \quad (5.1)$$

Hier ist  $n_{\text{Px},1}$  die Anzahl der weißen Pixel und  $n_{\text{Px,ges}}$  die Anzahl aller Pixel entlang der Linie, was der Linienlänge in Pixeln entspricht. Ist der Querschliff orthogonal angefertigt, entspricht der resultierende Wert dem lokalen Faservolumengehalt des Tapes. Das Ergebnis dieser Analyse ist in Abb. 5.3 dargestellt. In Breiten- und Dickenrichtung wird



**Abbildung 5.3:** Ausschnitt eines Querschliffs durch CELSTRAN CFR-TP PA6 CF60-01 mit Auswertelinien, zugehörigen berechneten Pixelwertverhältnissen und den daraus gemittelten Werten mit Standardabweichung

ein Wert ermittelt, der unter der Angabe des Datenblatts liegt. Die Berechnung des Pixelwertverhältnisses für das gesamte Bild liefert den Wert 0,43. Somit haben die drei unterschiedlich ermittelten Pixelwertverhältnisse sehr ähnliche Werte, die zwischen 5 bis 8 Prozent unter der Angabe des Datenblattes liegen.

### 5.1.2 Rohrhalfzeuge

Die für die Versuche verwendeten Rohre wurden durch die AFPT GMBH im Tapewickelverfahren (vgl. Unterabschnitt 2.1.3) in zwei Querschnittvarianten hergestellt. Bedingt durch das Fertigungsverfahren ist der Innendurchmesser die Bezugsgröße. Der Au-



ßendurchmesser der Rohre ergibt sich aus dem Wickelmuster, den Wickelwinkeln, der Lagenanzahl und weiteren Parametern des Wickelprozesses und der Wickelanlage, die Einfluss auf die Lagendicke nach der Rekonsolidierung haben. Da für den Rotationszugbiegeprozess ein definierter Außendurchmesser der Rohre erforderlich ist, werden die Außendurchmesser als Zielgröße vorgegeben. Aus der angestrebten Wanddicke und den Außendurchmessern wird ein Wickelkerndurchmesser ermittelt. Drei unterschiedliche Soll-Wickelwinkel werden vorgegeben. Diese können wiederum aufgrund des Wickelprozesses nicht in allen Lagen identisch sein und müssen derart angepasst werden, dass ein gleichförmiger Bedeckungsgrad über das komplette Rohr gewährleistet ist. Infolgedessen kommt es zu Abweichungen der Ist-Geometrie zur Soll-Geometrie. In Tab. 5.1 sind die Vorgaben für die Halbzeugvariationen der Versuche aufgeführt. Die Halbzeugbezeichnung der Biegeversuche richtet sich nach diesen Sollwert-Vorgaben.

**Tabelle 5.1:** Variationen der Rohrhalbzeuge

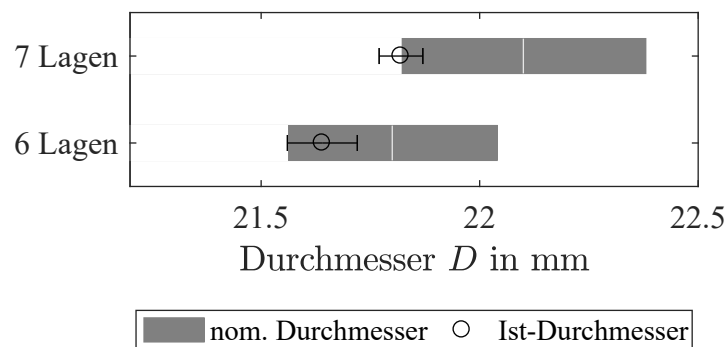
Soll-Größen			
Innendurchmesser in mm	Wanddicke in mm	Außendurchmesser in mm	Wickelwinkel in Grad
16	3	22	45, 55, 90
20	1	22	
Beispiel Halbzeugbezeichnung: D22x1_WW45			
Außendurchmesser 22 mm, Wanddicke 1 mm, Wickelwinkel 45°			

Exemplarisch sind in Tab. 5.2 die Wickelwinkel der Einzellagen eines Halbzeugs dargestellt.

**Tabelle 5.2:** Wickeldaten für zwei Halbzeuge D22x1\_WW45 (RNr. 002/003)

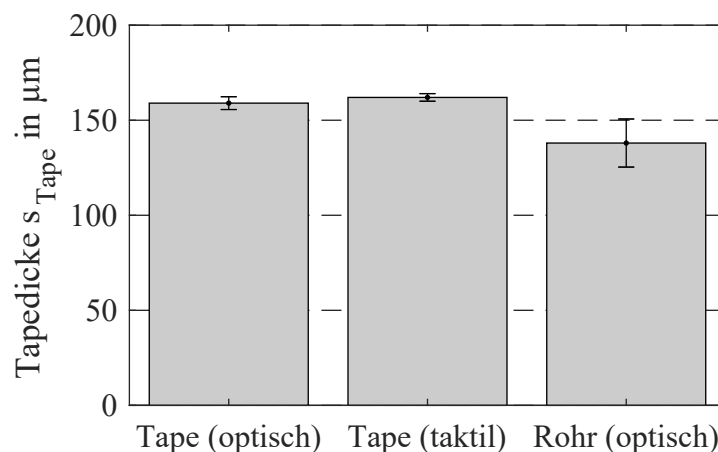
Lagennummer	Wickelwinkel in Grad
1	-49.9
2	50.9
3	-51.4
4	52.2
5	-36.4
6	37.3
7	-38.8

Die Summe der nominellen Tapedicken beträgt bei diesen Rohren  $(900 \pm 120) \mu\text{m}$  und  $(1050 \pm 140) \mu\text{m}$ . Daraus resultieren nominelle Rohrdurchmesser von  $(21,8 \pm 0,2) \text{mm}$  und  $(22,1 \pm 0,3) \text{mm}$ . Der Durchmesser der für die Versuche verwendeten Rohre wird taktil mittels Messschraube vermessen. Es werden drei  $120^\circ$  zueinander um die Rohrachse verdrehte Durchmesser ermittelt und diese anschließend gemittelt. Jedes Rohr wird an vier Messstellen entlang der Rohrlänge vermessen. Ein Vergleich des nominellen Durchmessers mit dem tatsächlich gemessenen Durchmesser ist in Abb. 5.4 für die vorgenannten Rohre dargestellt.



**Abbildung 5.4:** Vergleich zwischen nominellem und gemessenem Durchmesser zweier Rohrhälfte D22x1\_45

Die gemessenen Durchmesser liegen im unteren Toleranzbereich des nominellen Durchmessers, beziehungsweise darunter. Zusätzlich werden Querschliffe der Rohrhälfte im Lieferzustand angefertigt und die Lagendicken am Rohr vermessen. Abb. 5.5 zeigt die mittlere Tapedicke aller Halbzeugvariationen gegenüber den in Unterabschnitt 5.1.1 ermittelten Tapedicken am Tapehalbzeug.

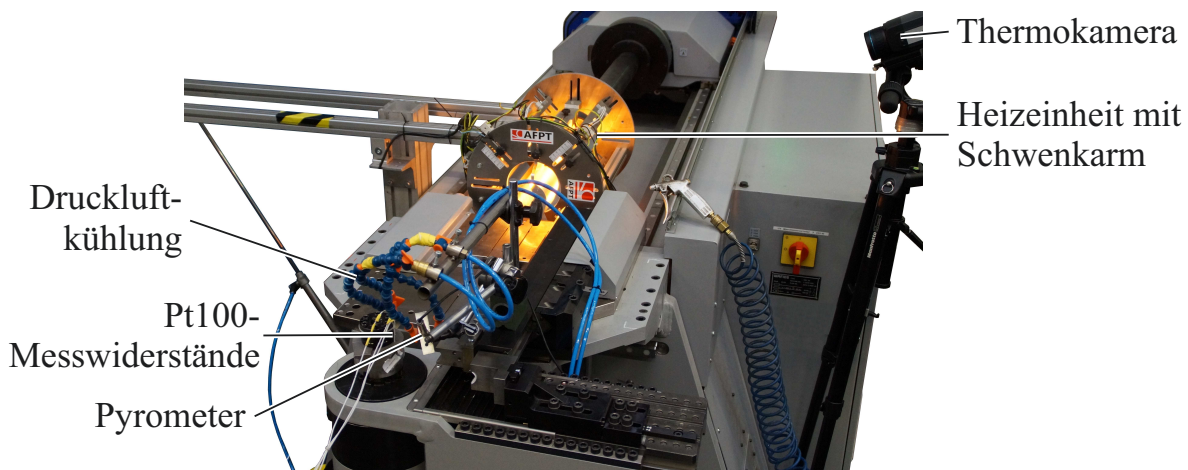


**Abbildung 5.5:** Vergleich der Tapedicke an Tapehalbzeug und Rohrhälfte

Die mittlere Tapedicke der Rohrhälfte beträgt  $(138 \pm 13) \mu\text{m}$ . Die Differenz zwischen der mittleren Tapedicke am Rohrhälfte und der am Tapehälfte beträgt  $22 \mu\text{m}$ , dies entspricht ca. 14 Prozent der Tapedicke oder der halben Allgmeintoleranz der Tapehersteller.

## 5.2 Versuchsaufbau

Die Biegeversuche wurden auf der Rotationszugbiegemaschine RBV 35 der WAFIOS AG durchgeführt. Die Maschine ist um eine Infrarot-Heizung erweitert, welche das Aufheizen der Rohre nah am Werkzeug ermöglicht und keine zusätzliche Transfereinheit erforderlich macht. Die in Abb. 5.6 abgebildete, zusätzlich angebrachte Messtechnik dient der Aufnahme von Prozessgrößen vor, während und nach der Biegung.



**Abbildung 5.6:** Versuchsaufbau der Biegeversuche mit Peripheriegeräten an der Biegemaschine RBV 35

### 5.2.1 Rotationszugbiegemaschine RBV 35

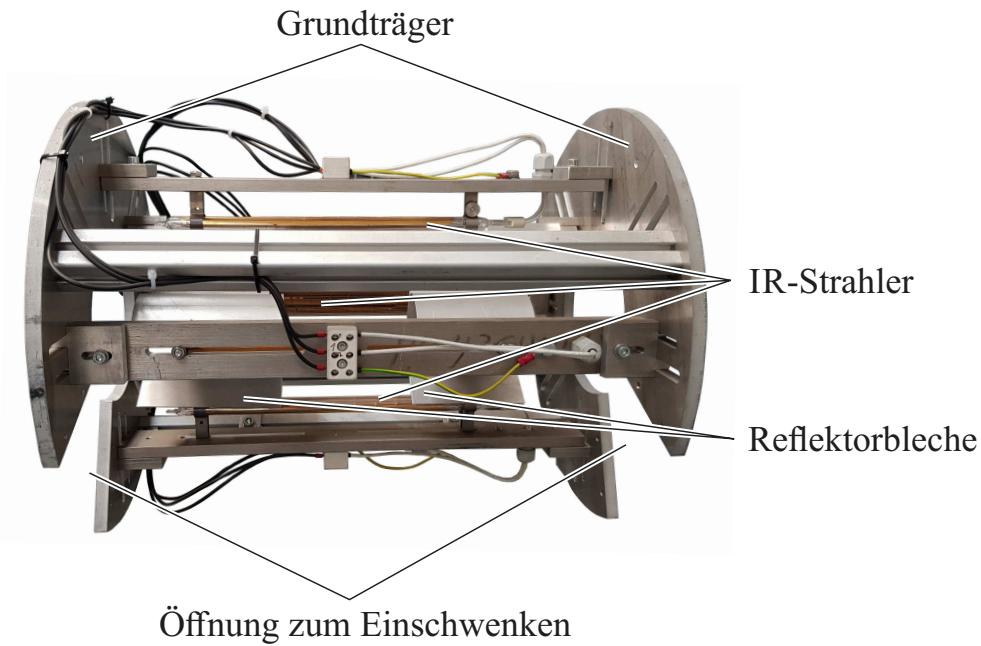
Zur Durchführung der Biegeversuche wird eine CNC-Rohrbiegemaschine des Typs RBV35 der WAFIOS AG verwendet. Die Anlage verfügt über 8 servoelektrische, interpolierbare Antriebe und eine speicherprogrammierbare Steuerung der BECKHOFF AUTOMATION GMBH & CO. KG. Über die Bedienoberfläche können Biegebauteile in Form von diskreten Geometrien programmiert werden. Der aus diesen Daten generierte NC-Code kann manuell geändert und ergänzt werden. Dieser direkte Eingriff in das Biegeprogramm ermöglicht die manuelle Programmierung der Achskinematik aller Antriebe. Die Makrooberfläche wird darüber hinaus genutzt, um zusätzliche Schnittstellen der Anlage anzusteuern. Es stehen schaltbare Pneumatikausgänge und analoge

Signalausgänge zur Verfügung. Diese Schnittstellen werden verwendet, um die erforderlichen Peripheriegeräte anzusteuern und die Datenaufzeichnung zu synchronisieren. Dadurch entfällt der Aufbau einer separaten Prozesssteuerung. Der Bauraum der Anlage vor dem Biegekopf erlaubt die in Abschnitt 5.2 beschriebene Integration einer schwenkbaren Heizeinheit. Die Biegedornaufnahme ist, wie auch der Transport, auf einem servoelektrisch verfahrbarem Schlitten untergebracht, dessen maximaler Verfahrweg identisch zu dem des Transports ist und mit diesem synchronisiert werden kann. Somit sind translatorische Bewegungen bis zu der Dorn- und Vorschubachse ohne Relativbewegung zueinander möglich.

### 5.2.2 Erwärmung und Abkühlung

Die in den Versuchen verwendete und in Abb. 5.7 dargestellte Heizeinheit besteht aus 4 Zwillingsrohr-Quartzstrahlern des Herstellers HERAEUS NOBLELIGHT. Jeder der Strahler hat eine Länge von 300 mm, mit einer effektiven Heizlänge von 200 mm. Es handelt sich um Nahinfrarotstrahler mit einem primären Wellenlängenbereich von 1,0  $\mu\text{m}$  bis 1,4  $\mu\text{m}$ . Die Nennleistung pro Strahler beträgt 1500 W, die nominale Gesamtleistung der Heizanlage beträgt somit 6 kW. Die Strahler sind parallel geschaltet und werden über eine gemeinsame Versorgungsleitung angeschlossen. Eine individuelle Steuerung einzelner Strahler ist somit nicht möglich. Die Strahler werden über ein steuerbares Netzteil betrieben, mit dem die an den Strahlern anliegende Spannung stufenlos eingestellt werden kann. Die Steuerspannung kann manuell mittels eines Potenziometers oder elektronisch über eine analoge Schnittstelle eingestellt werden. Letztgenannte Option wurde für die hier dargestellten Versuche genutzt. Um eine gleichmäßige Erwärmung über den Umfang der Rohre zu ermöglichen, sind die Strahler um je 90° zueinander verdreht. Der Abstand der Strahler zur Mittelachse beträgt je 100 mm. Die Temperatur der Glühwendel beträgt maximal 2096 °C. Die Infrarotheizung ist an einem Hebelarm montiert. Mittels dieses von der Biegemaschine angesteuerten Zylinders kann die gesamte Heizeinheit über das Rohr eingeschwenkt werden, dessen Position durch die Transportachse der WAFIOS RBV 35 vorgegeben ist. Um einer Beschädigung der Heizstrahler durch starke Stöße vorzubeugen, sind die in Vor- und Rücklauf des Zylinders befindlichen Drosselventile so eingestellt, dass eine langsame und gleichmäßige Bewegung der Heizung erfolgt. Dies hat eine Reduzierung der Ein- und Ausschwenkgeschwindigkeit zur Folge, was im Programmablauf der Biegemaschine in Form einer Pufferzeit berücksichtigt werden muss, um eine Kollision der Maschinenachsen mit der Heizanlage zu vermeiden.

Der Aufheizprozess ist über Triggersignale mit dem in Abschnitt 5.3 dargestellten Programmablauf der Biegemaschine gekoppelt. Die Heizdauer ist an die im Biegepro-



**Abbildung 5.7:** IR-Heizeinheit für die Biegeversuche

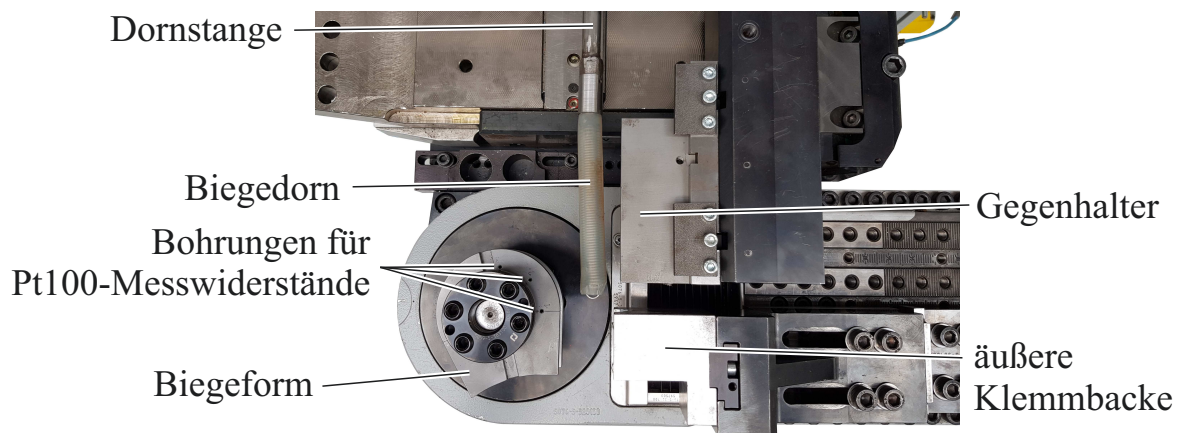
gramm hinterlegte Umdrehungsanzahl gebunden. Um hohe Anlaufströme beim Einschalten der Heizanlage zu vermeiden, wird die Steuerspannung in einer linearen Rampe innerhalb von einer Sekunde auf den Nennwert hochgefahren. Die Erwärmung des Rohres ist unter anderem abhängig von den drei Prozessparametern Drehgeschwindigkeit, Umdrehungsanzahl und Heizleistung der Quartzstrahler. Die Drehgeschwindigkeit muss derart gewählt werden, dass die ungleichmäßige Erwärmung des Rohres aufgrund von natürlicher Konvektion vermieden wird. Insbesondere zum Ende der Aufheizphase muss darauf geachtet werden, dass das Rohr entlang des Umfangs möglichst gleichmäßig über die Schmelztemperatur erwärmt wird. Ein lokales Aufschmelzen führt zu starken Delaminationen und kann zum Aufkochen der Matrix führen. Die Heizdauer und damit die Anzahl der Umdrehungen bestimmt die Energiemenge, die über die Wärmestrahlung in das Rohr eingebracht wird. Das Rohr muss demnach mindestens so lange rotieren, bis die Matrix aufgeschmolzen ist. Über die Heizleistung kann die Wärmeleistung pro Fläche, der das Rohr ausgesetzt ist, eingestellt werden. Wird die Heizleistung zu hoch gewählt, resultiert dies in einem großen Temperaturgradienten über die Halbzeugdicke und kann somit dazu führen, dass an der Halbzeugoberfläche aufgrund einer Überhitzung eine Schädigung des Matrixwerkstoffes stattfindet. Aus den in Abschnitt 4.3 beschriebenen Vorversuchen und der thermischen Simulation konnte ein erstes Prozessfenster bezüglich der relevanten Parameter bestimmt werden. Aufbauend auf diesen Erfahrungswerten wurden Aufheizversuche durchgeführt und ein finales Parameterset für die Biegeversuche bestimmt. Die Größe der Aufheizzone wird über zwei entlang der Rohrachse verstellbare Reflektorbleche eingestellt. Die Länge der Aufheizzone ist abhängig von Biegewinkel und -radius und muss eingestellt werden. Dabei ist zu beach-

ten, dass die Größe der Aufheizzone so gewählt wird, dass ein späteres Rekonsolidieren noch möglich ist. Insbesondere der Bereich am Bogenauslauf, der nur einseitig von dem Gegenhalter berührt wird und nicht in Kontakt mit der Biegeform gerät, kann nicht vollständig rekonsolidiert werden und darf daher nicht vollständig aufgeschmolzen werden.

Nach erfolgter Biegung muss das CFRTP-Rohr abgekühlt werden. Der Kontakt zwischen CFRTP-Rohr und den Werkzeugen mit Raumtemperatur führt zu einem Wärmefluss aufgrund des Temperatenausgleichs. Zusätzlich sind Druckluftdüsen zur Abkühlung des CFRTP-Rohrs auf der Gegenhalteraufnahme montiert und an das Druckluftsystem der Biegeanlage angeschlossen. Die Druckluft wird mit abgeschlossener Biegung im Biegeprogramm freigeschaltet. Die Oberflächentemperatur des CFRTP-Rohrs wird mittels eines Pyrometers überwacht und die aktive Druckluftkühlung bei Erreichen einer Oberflächentemperatur von 30 °C gestoppt.

### 5.2.3 Werkzeugkonzept

Für die Biegeversuche ist die Anlage mit dem in Abb. 5.8 dargestellten Grundwerkzeugsatz, bestehend aus Biegeform, Klemmbacke, Gegenhalter und Dornstange mit Dorn gerüstet. Für die beiden Wanddicken wird je ein eigener Dorn verwendet.



**Abbildung 5.8:** Werkzeugsatz für CFRTP-Rohre mit Außendurchmesser 22 mm

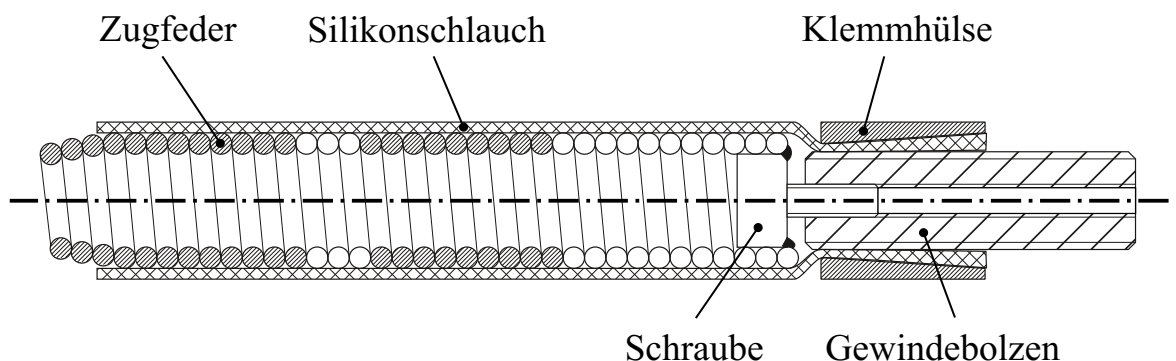
#### Grundwerkzeugsatz

Der Biegeradius der Biegeform für die Rohre mit 22 mm Außendurchmesser beträgt 44 mm. Die Biegeform ist einteilig ausgeführt, die innere Klemmbacke ist also Teil der Biegeform und kann nicht demontiert werden. Es befinden sich drei Sacklochbohrungen an der Oberseite, deren Bohrgrund auf der Mittelebene der Biegeform endet. Die

Bohrungen dienen der Aufnahme von Pt100-Messwiderständen zur Messung der Biegeformtemperatur nahe der Kavitätsoberfläche. Die Kavität der Biegeform ist auf einen Durchmesser von 22 mm gefertigt. Entgegen der beim Biegen von metallischen Rohren gängigen Praxis liegt der Mittelpunkt der Kavität auf dem Biegeradius und nicht nach außen versetzt. Diese Geometrie ist gefordert, da ein durch den Versatz entstehendes Untermaß dazu führen würde, dass die obersten Lagen des erwärmten Rohrs in den Spalt zwischen den Klemmbacken gedrückt werden (vgl. Abschnitt 4.4). Entsprechend ist auch die äußere Klemmbacke nicht mit Versatz der Kavität gefertigt. Somit ergibt sich zwischen den Klemmbacken eine kreisförmige Klemmgeometrie mit Durchmesser 22 mm. Die Länge der Klemmbacke beträgt 44 mm. Der Gegenhalter hat eine Länge von 140 mm und ist wiederum ohne Versatz der Kavität gefertigt (vgl. Abb. 4.14). Alle Werkzeuge sind aus Werkzeugstahl gefertigt und nicht gehärtet.

### Biegedorn

Der in Abb. 5.9 dargestellte Biegedorn für die Biegeversuche besteht aus einer Zugfeder, die von einem Silikonschlauch ummantelt ist. An der Zugfeder ist stirnseitig ein Gewindestift angeschweißt. Der Silikonschlauch wird durch eine mit Innenkonus ver-



**Abbildung 5.9:** Biegedorn für CFRTTP-Rohre

sehene Klemmhülse gezogen und in dieser mittels eines Gewindebolzens verklemmt. Der Gewindebolzen verfügt über ein Innengewinde, in das die Zugfeder mittels des Gewindestifts eingeschraubt wird. Diese Dornaufnahme ermöglicht es, den Dorn nach erfolgter Biegung aus dem gebogenen Rohr herauszuziehen. Durch die Klemmung von Schlauch und Feder wird ein Abreißen dieser Elemente unter Zuglast vermieden. Der Gewindebolzen kann aufgrund der eingeschraubten Zugfeder nicht aus der Konushülse herausgezogen werden. Um ein Verkanten des Dorns innerhalb des Rohres zu vermeiden, muss die hohe Reibung zwischen Dorn und Rohr herabgesetzt werden. Da in

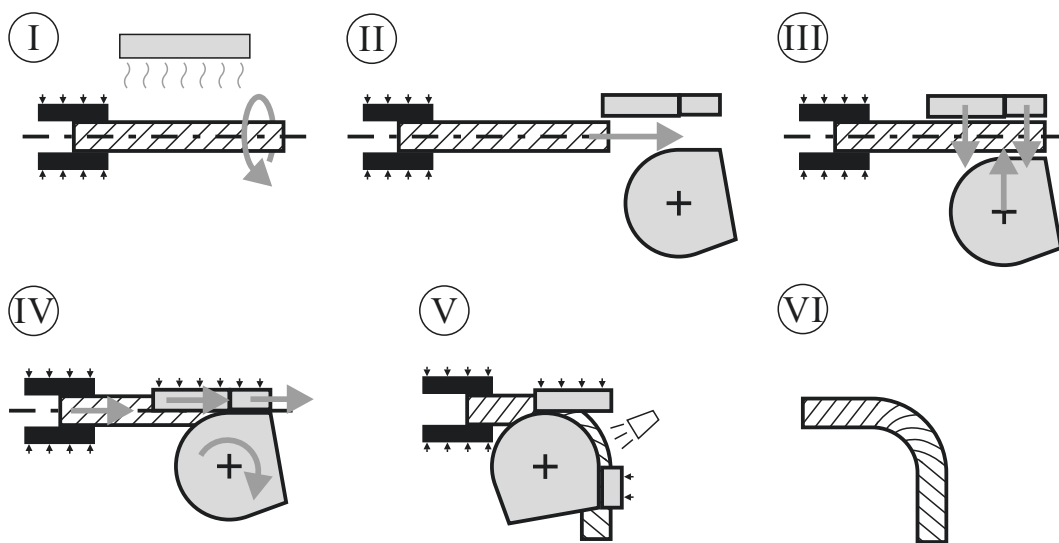
der Aufheizphase des Biegeprozesses Temperaturen oberhalb von 200°C auftreten, wird als Trockenschmiermittel Talkum verwendet. Die Abmessungen der Biegedorne sind in Tab. 5.3 aufgeführt.

**Tabelle 5.3:** Abmessungen der Biegedorne

Parameter		D22x1	D22x3
Außendurchmesser	mm	19,9	15,2
Wanddicke Schlauch	mm	3	2,5
Länge	mm	180	180

### Werkzeugkinematik

Alle Werkzeugachsen werden weggesteuert gemäß Abb. 5.10 verfahren. Während der



**Abbildung 5.10:** schematische Darstellung der Hauptachs-bewegungen bei den Biegeversuchen

Halbzeugerwärmung wird der Transport mit dem aufgespannten Rohr kontinuierlich rotiert (I). Der auf die Dornstange geschraubte Dorn ist drehbar gelagert und wird über die Reibung zum CFRTP-Rohr mitgeschleppt. Nach abgeschlossener Erwärmung befördert der Transport das Rohr auf die Biegeposition (II), wobei der Dornvorschub vollständig synchronisiert über den gleichen Weg verfährt. Es findet somit keine Relativbewegung zwischen Dorn und Rohr statt. Ist die Biegeposition erreicht, wird das Rohr zwischen äußerer und innerer Klemmbacke geklemmt und der Gegenhalter fährt das Rohr



an (III). Ist der Gegenhalter in Biegeposition, startet die Rotation des Biegearms, wobei die Vorschub-Geschwindigkeit von Transport, Dornvorschub und Gegenhalter der über die Winkelgeschwindigkeit des Biegearms definierten tangentialen Geschwindigkeit entlang der Biegemittellinie entspricht (IV). Somit wird die Relativbewegung des Rohrs zu den Werkzeugkomponenten im Einlaufbereich vermieden. Bleiben Rohr und Gegenhalter über die Biegeebene hinaus in Kontakt, tritt aufgrund der höheren Tangentialgeschwindigkeit des Außenbogens eine Relativbewegung ein. Bei Erreichen des Soll-Biegewinkels stoppen alle Achsen und halten die Position, während das Rohr gekühlt wird (V). Nach Erreichen der Zieltemperatur öffnen die äußere Spannbacke und der Gegenhalter und das Rohr wird frei gefahren (VI).

#### 5.2.4 Messtechnik

Zur Untersuchung des Biegeprozesses und zur Sicherstellung gleichbleibender Randbedingungen für die Versuche werden die relevanten Prozessgrößen messtechnisch erfasst. Die relativen Achsbewegungen und Achskräfte der Biegemaschine werden mittels eines MATLAB-Tools aufgezeichnet. Die Achsgrößen werden unmittelbar aus der speicherprogrammierbaren Steuerung über eine direkte Netzwerkverbindung zum Rechner mit dem laufenden Tool gesendet. Die maschinenseitigen Größen werden alle 6 ms aufgezeichnet und paketweise an den externen Rechner übertragen. Durch diese Übertragungsart wird die Aufzeichnung weitgehend unabhängig von Laufzeiten im Netzwerk. Zur Temperaturerfassung werden verschiedene Messsysteme verwendet. Eine Thermokamera des Typs A655sc der FLIR SYSTEMS, INC. ist so ausgerichtet, dass die aufzuheizende Länge des Rohrs aufgenommen werden kann. Dabei ist zu berücksichtigen, dass die Temperatur des CFRTP-Rohrs aufgrund der Abhängigkeit der Strahlungsintensität vom Höhenwinkel nur bei zur Oberfläche orthogonalem Betrachtungswinkel korrekt gemessen wird. Dieser Winkel ist jedoch aufgrund etwaiger Reflexionen ungeeignet für eine Messung. Seitens des Kameraherstellers wird daher ein Messwinkel von  $5^\circ$  bis  $60^\circ$  empfohlen. Weiterhin ist der Emissionsgrad der Probenoberfläche und die Umgebungstemperatur zur korrekten Kalibrierung des Messsystems erforderlich.

Die Biegeform ist mit drei Pt100-Messwiderständen zur Temperaturmessung ausgestattet (vgl. Abb. 5.8 und Abb. 5.6). Die Messwiderstände werden über eine externe Konstantstromquelle betrieben, die an den Messwiderständen abfallende Spannung wird aufgezeichnet. Aufgrund des linearen Zusammenhangs zwischen Temperatur und Widerstand kann über eine 2-Punkt-Skalierung die Spannung in eine Temperatur umgerechnet werden. Die Kalibrierung der Messwiderstände erfolgt am Tripel- und Siedepunkt von Wasser unter Normalatmosphäre. Ein Pyrometer des Typs CS-LT der OPTRIS GMBH erfasst die Oberflächentemperatur des gebogenen Rohres in der Abkühlposition.

Das Pyrometer wird über die Software OPTRIS COMPACT CONNECT parametrisiert. Ein Messtechnikrechner mit der Software DIADEM der NATIONAL INSTRUMENTS CORPORATION zeichnet die Messspannung von Messwiderständen und Pyrometer auf. In der Software werden die Spannungen durch eine 2-Punkt-Skalierung zu Temperaturen umgerechnet. Die Synchronisierung der unterschiedlichen Messsysteme wird durch Triggersignale realisiert. Diese werden im Biegeprogramm der Biegemaschine an definierten Zeitpunkten im Programmablauf erzeugt. Um auch die anlageninternen Signale zu synchronisieren, wird eine Statusvariable in der Speicherprogrammierbaren Steuerung angelegt, die relevante Punkte im Programm markiert und so die zeitliche Korrelation zwischen internen und externen Messsignalen möglich macht.

### 5.3 Versuchdurchführung

Die Biegeversuche werden unter normalen Raumbedingungen durchgeführt. Das CFRTP-Rohr wird auf die Dornstange aufgeschoben, wobei der Biegedorn noch nicht montiert ist. Anschließend wird der Biegedorn aufgeschraubt und das Rohr über diesen bis auf die Einspannposition vorgeschoben. Diese Vorgehensweise verhindert das Veranken des Dornes bei der Positionierung. Es folgt der Start des Biegeprogramms, wie es schematisch in Abb. 5.11 dargestellt ist.

Durch Quittieren des im Ablauf vorgesehenen Programmhalts (M0) wird die korrekte Einspannung und Positionierung des CFRTP-Rohrs bestätigt. Anschließend wird das Rohr mittels der Spannzange des Vorschubs eingespannt. Ein weiterer vorgesehener Programmhalt muss abschließend quittiert werden, um mit dem darauf folgenden automatischen Versuchsablauf zu beginnen. Unter Rotation wird das Rohr erwärmt und anschließend in die Biegewerkzeuge transferiert. Nach Abschluss der Biegeoperation wird das Rohr im eingespannten Zustand mittels Druckluft abgekühlt. Nach Unterschreitung der Zieltemperatur wird das Rohr freigegeben und kann entnommen werden.

Die in den Biegeversuchen untersuchten Halbzeuge und Biegegeometrien sind in Tab. 5.4 gelistet. Alle Biegeversuche wurden mit einem Biegeradius von 44 mm und 4 Wiederholungen durchgeführt.

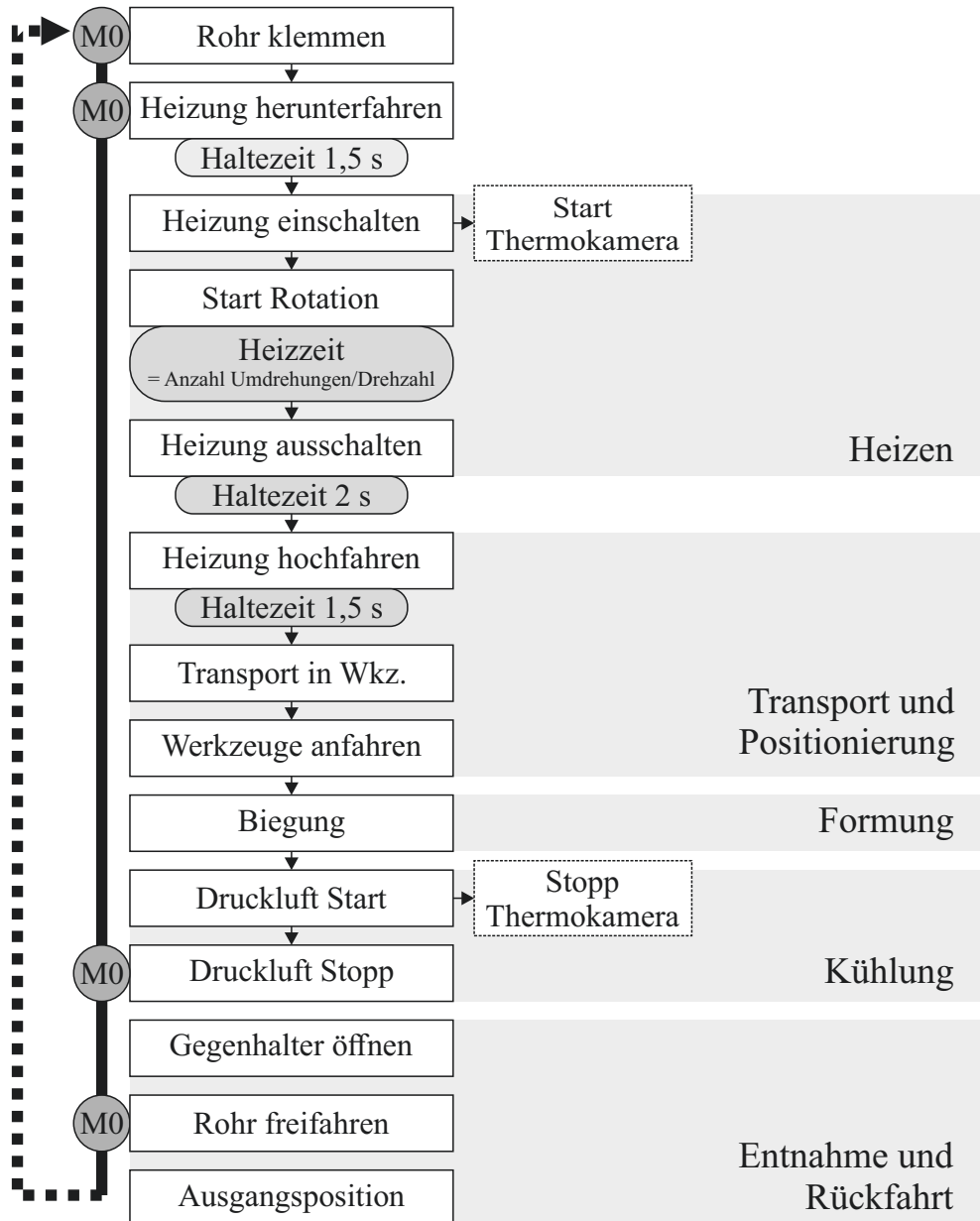


Abbildung 5.11: Vereinfachter Ablauf des Biegeprogramms der Biegeversuche

Tabelle 5.4: Übersicht der Biegeversuche

Querschnitt	Nennwickelwinkel	Biegewinkel	Anzahl Wiederholungen
in mm	$\alpha_{FW,init}$ in Grad	$\alpha_{BW,nenn}$ in Grad	
D22x1	45	22,5	4
	55		
	90		
D22x3	45	90	
	55		
	90		

## 6 Formverhalten von CFRTP-Rohren

Das Kapitel *Formverhalten von CFRTP-Rohren* beinhaltet die Ergebnisse der Untersuchungen der gebogenen Rohre sowie den Nachweis unterschiedlicher Formmechanismen anhand der Versuchsdaten. Einleitend werden die in Unterabschnitt 2.2.3 beschriebenen Formmechanismen auf das Formen von CFRTP-Rohren übertragen. Es werden die aufgrund des Wirkens des jeweiligen Mechanismus zu erwartenden Veränderungen am CFRTP-Rohr postuliert und die Methode des Nachweises kurz erläutert. Anschließend werden die Biegeproben geometrisch analysiert sowie die Änderung der Faserorientierung im Rohrbogen untersucht.

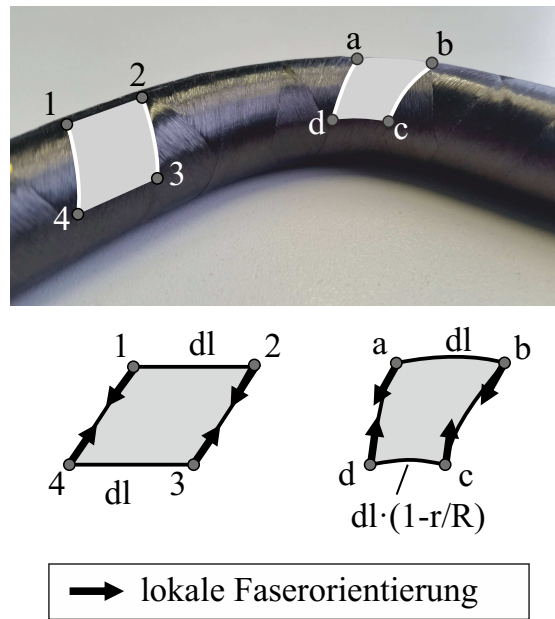
### 6.1 Formmechanismen beim Biegen von CFRTP-Rohren

Bei flächigen CFRTP wird das Formvermögen auf die in Unterabschnitt 2.2.3 beschriebenen Formmechanismen zurückgeführt. Für die Formung von CFRTP-Rohren wird aufgrund des schichtweisen Aufbaus, des Einsatzes von Endlosfasern, der Verwendung einer thermoplastischen Matrix und der Erwärmung auf Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur der Matrix das Auftreten dieser Mechanismen ebenfalls erwartet. Im Unterschied zu flächigen Halbzeugen, wie etwa Organobleche oder durch Tapelegen hergestellte Halbzeuge, ist das Rohr eine entlang des Umfangs geschlossene Fläche. Es müssen demnach die Randbedingungen für die Mechanismen des Zwischenlagengleitens und der Innerlagenschерung angepasst werden.

#### 6.1.1 Innerlagenschерung (Intraply Slip/Shearing)

Bei der Innerlagenschерung muss zwischen axialer und transversaler Schерung über die Dicke und axialer Schерung in der Ebene unterschieden werden. Bei der axialen Innerlagenschерung gleiten die Einzelfasern in Längsrichtung innerhalb der Ebene oder über die Dicke aneinander ab und bauen dabei Scherspannungen innerhalb der Matrix auf. Benachbarte Einzelfasern bewegen sich also translatorisch in Längsrichtung unterschiedlich. Die transversale Innerlagenschерung ist durch die Bewegung quer zur Faserichtung gekennzeichnet. Es müssen also über die Dicke einer Lage verschieden große translatorische Bewegungen quer zur Faser auftreten.

Der Nachweis der axialen Schерung in der Ebene kann über die Änderung des Faserwinkels nachgewiesen werden. Abb. 6.1 stellt einen Tapeabschnitt in einem CFRTP-Rohr vor und nach der Biegung dar. Aus der vereinfachten Biegetheorie verkürzt die Länge  $dl$  entlang der Mittelebene um die theoretische Dehnung  $r/R$ . Trifft dies zu und



**Abbildung 6.1:** Abwicklung einer Tapebahn am geraden Rohr und Projektion einer Tapebahn am Innenbogen

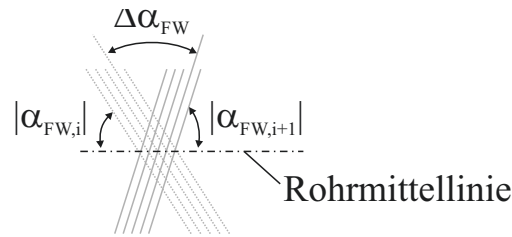
gilt weiterhin, dass entlang der Werkzeugkontaktlinie keine Längenänderung stattfindet, müssen die Fasern in den Punkten  $c$  und  $d$  eine andere Faserorientierung relativ zur Rohrmittellinie aufweisen, als in den Punkten  $a$  und  $b$ . Wenn die Orientierung der Fasern sich ändert und keine reine Starrkörperbewegung vorliegt, muss folglich eine Scherung innerhalb der Lage auftreten. Der Nachweis dazu wird nachfolgend in Abschnitt 6.3 geliefert. Messtechnisch wird dafür die Faserorientierung entlang der Mittellinie erfasst und ausgewertet. Da bei den Biegeversuchen keine prozessbegleitende Überwachung der Probenoberfläche durchgeführt wird, erfolgt die Prüfung auf Innerlagenscherrung an den gebogenen Rohren.

Die Schermodi über die Dicke sind optisch über die Oberfläche nicht zu bestimmen. Die Analyse von Querschliffen kann ebenfalls nicht zum Nachweis der Scherung über die Dicke herangezogen werden, da eine Trennung zwischen der Innerlagenscherrung und dem transversalen Matrixfließen sowie der Matrixperkolation, durch stationäre Aufnahmen nicht möglich ist.

### 6.1.2 Zwischenlagengleiten (Interply Slip)

Zwischenlagengleiten bezeichnet das Abgleiten der Einzellagen des Verbundes zueinander. Innerhalb der untersuchten CFRTP-Rohre liegen die einzelnen Tapelagen mit alternierendem Vorzeichen des Wickelwinkels innerhalb der Lagen. Der absolute Wickelwinkel der einzelnen Tapes ändert sich dabei geringfügig über die Wanddicke, um den Bedeckungsgrad bei den unterschiedlichen Durchmessern der Einzellagen beizubehalten. Die Faserorientierung zweier sich berührender Tapes unterschiedlicher Lagen

und der resultierende Differenzwinkel sind in Abb. 6.2 grafisch dargestellt. Die Fasern



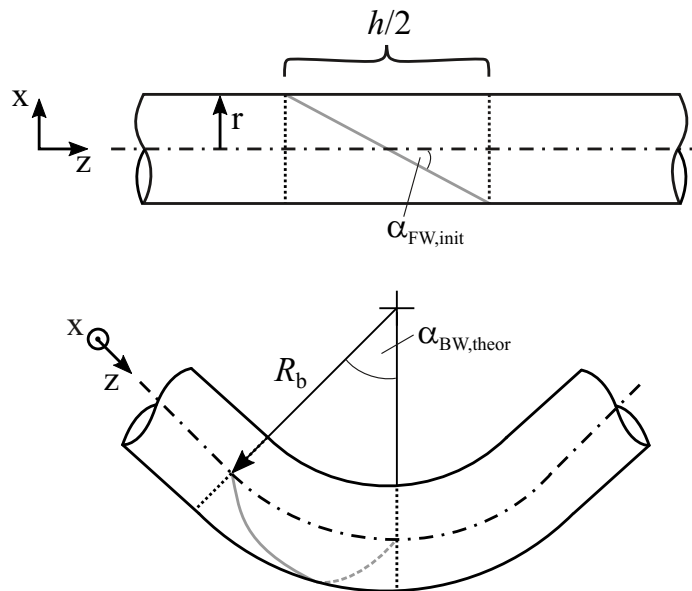
**Abbildung 6.2:** Faserwinkel der Einzellagen und Differenz der Faserwinkel

zweier unmittelbar aufeinander folgender Lagen verlaufen also überkreuz. Der relative Winkel dieser Lagen zueinander  $\Delta_{i+1}^i \alpha_{FW}$  kann rechnerisch gemäß Gl. 6.1 aus den Winkeln der Einzellagen  $\alpha_{FW}$  bestimmt werden.

$$\Delta_{i+1}^i \alpha_{FW} = 180 - |\alpha_{FW,i}| - |\alpha_{FW,i+1}| \quad (6.1)$$

Treffen die bereits für die Innerlagenschерung getroffenen Annahmen der Änderung der Faserorientierung über dem Umfang zu, so bedeutet dies zwangsläufig auch, dass ein Zwischenlagengleiten der einzelnen Tapes zueinander erfolgt. Durch die Änderung des Winkels und die entgegengesetzte Wickelrichtung muss es zur Rotation der Tapes zueinander kommen, der Differenzwinkel  $\Delta_{i+1}^i \alpha_{FW}$  wird also größer (außen) oder geringer (innen). Gemäß der vereinfachten Biegetheorie ergibt sich über den Umfang eine Verteilung der Längsdehnung, somit wird diese rotierende Scherbewegung am Innen- und Außenbogen in der Biegeebene (Umfangspositionen  $0^\circ$  und  $180^\circ$ ) maximal. Entlang des neutralen Dehnungspfades kommt es zu keiner Scherbewegung. Ist diese Annahme gültig, folgt daraus, dass die Faser an den Schnittpunkten mit dem dehnungsneutralen Pfad in ihrer Bewegung gehindert ist und nur zwischen diesen Punkten verlagern kann. Der Faserverlauf über den Rohrumfang entspricht einer Helix. Wenn die Faser nur zwischen den vorgenannten Punkten verlagern kann und keine Längung des Rohres erfolgt, ergibt sich daraus die maximale Länge eines Rohrabschnitts, über die sich die Faserorientierung ändern kann, wie in Abb. 6.3 dargestellt ist. In der Konsequenz muss es einen theoretischen Biegewinkel  $\alpha_{BW,theor}$  in Abhängigkeit des Faserwinkels geben, ab dem sich die Faserorientierung entlang einer zur Biegemittlebene parallelen Ebene nicht mehr ändert, da jede Faser ab diesem Biegewinkel an beiden Kreuzungspunkten in ihrer Bewegung behindert ist. Ausgehend von der Ganghöhe der Helix  $h$  gemäß Gl. 6.2

$$\frac{h}{2} = \tan(90^\circ - \alpha_{FW,init}) \cdot \pi \cdot r \quad (6.2)$$



**Abbildung 6.3:** Theoretischer Biegewinkel, ab dem die Einzelfaser vollständig im Formbereich liegt

kann dann der theoretische Bieewinkel nach Gl. 6.3 bestimmt werden, ab dem die Faserorientierung sich nicht weiter ändert.

$$\alpha_{BW,theor} = \frac{h/2}{R_b} \quad (6.3)$$

Je größer demnach der Wickelwinkel, desto kürzer das Rohrsegment, innerhalb dessen die Faser verlagern kann. Es folgen daraus die in Tab. 6.1 gelisteten Längen für die idealisiert an den Rohren vorliegenden Wickelwinkel und die zugehörigen theoretischen Bieewinkel, bis zu denen eine Änderung der Faserorientierung auftritt. Können

**Tabelle 6.1:** Halbe Ganghöhe der Tapelagen und korrespondierender theoretischer Bieewinkel

$\alpha_{FW,init}$ in Grad	$h/2$ in Millimeter	$\alpha_{BW,theor}$ in Grad
45	34,6	45,0
55	24,2	31,5
80	6,1	7,9

diese Werte anhand der Verläufe der Faserwinkel nachgewiesen werden, bestätigt dies das über den Umfang betragsmäßig veränderliche Zwischenlagengleiten. Der Nachweis der Änderung der Faserorientierung ist somit zugleich der Nachweis des Zwischenlagengleitens. Der Nachweis eines dehnungsneutralen Pfades erfolgt anhand der Wanddi-

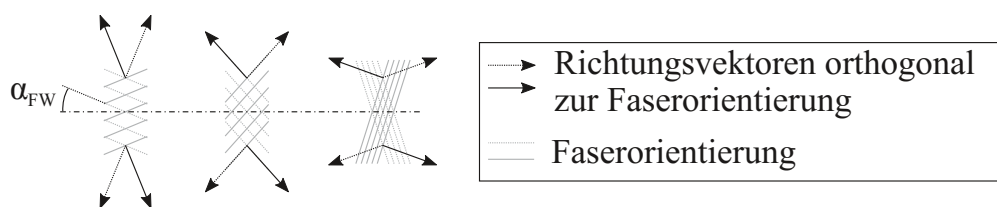
cke nach dem Biegen durch die Auswertung von Querschliffen.

### 6.1.3 Transversales Matrixfließen (Squeezing Flow)

Die Überprüfung auf transversales Matrixfließen ist insofern problematisch, als dass dieser Formmechanismus stets in Kombination mit den anderen Formmechanismen auftritt. Insbesondere die Trennung von Matrixfließen und Innerlagenschernung ist in der Regel nicht möglich. Als Hauptursache für transversales Matrixfließen wird eine orthogonal auf die Oberfläche wirkende Kraft genannt (vgl. Unterabschnitt 2.2.3). Die orthogonal zur Rohroberfläche wirkende Kraft beim Biegen von CFRTP-Rohren rührt aus der Kinematik zur Formgebung her. Das Rohr kann beim RZB unter überlagerter Zug- oder Druckspannung gebogen werden, wobei die Vorschubachse die Kraft aufbringt, während das Rohr zwischen den Klemmbacken eingespannt ist. Wird das Rohr hingegen nicht vorgespannt oder geboostet, wirken lediglich die Reaktionskräfte über die Werkzeugflächen aufgrund der Drehbewegung auf das Rohr. Insbesondere ist dies die Reaktionskraft der Biegeformkavität, in die das Rohr eingeformt wird, sowie die Kavität des zugestellten Gegenhalters. Zusätzlich wirkt der Biegedorn auf die Innenwandung des Rohrs, sobald der Formschluss von Biegeform, Rohr und Dorn durch die Rotationsbewegung aufgebaut wird.

Somit kann es über den kompletten Rohrumfang zu transversalem Matrixfließen kommen, wobei die Normalspannung aufgrund des Werkzeugkontaktes an den Umfangspositionen  $0^\circ$  (Innenbogen) und  $180^\circ$  (Außenbogen) maximal wird.

Es gilt die Annahme, dass Matrixfließen ausschließlich quer zur Faserorientierung erfolgt (vgl. Unterabschnitt 2.2.3). Damit ändert sich die resultierende Fließrichtung der Matrix aufgrund des wechselnden Vorzeichens der einzelnen Wickellagen mit dem Wickelwinkel entsprechend Abb. 6.4. Die Hauptfließrichtung ändert sich also mit zuneh-



**Abbildung 6.4:** Schematische Darstellung der Fließrichtung beim transversalen Matrixfließen in Abhängigkeit des Wickelwinkels

mendem Faserwinkel in Richtung der Rohrlängsachse. Basierend auf diesem Wissen werden zwei Hypothesen aufgestellt, um die umgeformten Rohre in Bezug auf ein mög-



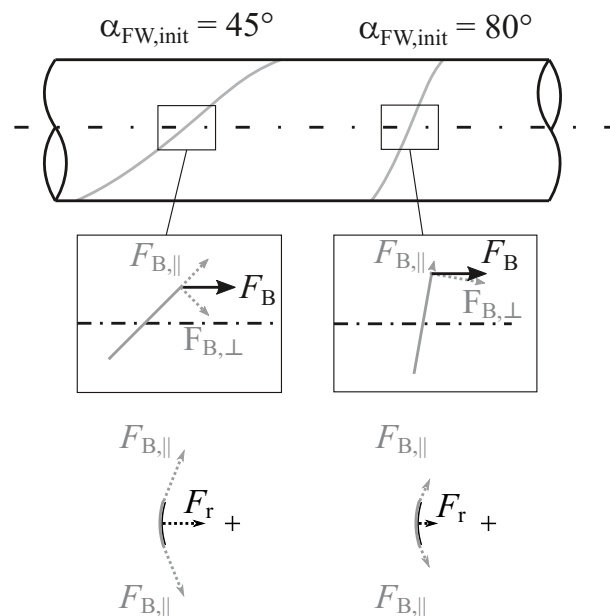
licherweise aufgetretenes, in seiner Auswirkung messbares Matrixfließen hin zu überprüfen:

1. Die Wanddicke variiert bei Rohren mit niedrigerem Wickelwinkel, bei denen also das Matrixfließen eher in Umfangsrichtung erfolgt, deutlicher über den Umfang als bei Rohren mit höherem Wickelwinkel.
2. Die Wanddicke am Innenbogen dickt bei Rohren mit niedrigerem Wickelwinkel weniger auf, als bei Rohren mit großem Wickelwinkel.

Zur Überprüfung der Hypothesen werden daher die Wanddickenverläufe aus den Querschliffen herangezogen.

#### 6.1.4 Matrixperkolation (Matrix Percolation)

Matrixperkolation, also das Durchdringen der Matrix zwischen den Fasern, tritt auf, wenn die Viskosität der Matrix ausreichend gering ist und die Fasern bezogen auf den Faserquerschnitt in radialer Richtung bewegt werden. Diese durch die Klemmung und die Rotationsbewegung des Rohres verursachte Bewegung der Faser ist vom Wickelwinkel abhängig. Ein geringer Wickelwinkel führt dazu, dass die Kraftkomponente  $F_{B,\parallel}$  entlang der Faser zunimmt und die Kraftkomponente  $F_{B,\perp}$  quer zur Faser abnimmt, wie in Abb. 6.5 dargestellt. Aufgrund des gekrümmten Faserverlaufs resultiert eine Querkraft



**Abbildung 6.5:** Kraftkomponente längs und quer zur Faser bei verschiedenen Wickelwinkeln

$F_r$ , die zur Rohrmittelachse hin orientiert ist. In der Folge sollte es insbesondere in den

Bereichen mit erhöhter Normalkraft zu Veränderungen des lokalen Faservolumengehalts kommen. Aufgrund der durch die unterschiedlichen Wickelwinkel veränderlichen Radialkraftkomponente wird erwartet, dass die Ausprägung von matrixreichen Schichten bei niedrigeren Wickelwinkeln deutlicher ausfällt. Dies wird anhand von Querschliffen entlang des Rohrbogens überprüft.

## 6.2 Geometrische und mikroskopische Analyse der Biegeproben

Die Analyse der geometrischen makroskopischen und mikroskopischen Eigenschaften der gebogenen CFRTP-Rohre untergliedert sich in die Auswahl und Anwendung geeigneter Messmethoden nebst einer auf die erfassten Messdaten anzuwendenden Auswertung. Vorab erfolgt eine qualitative Analyse der Biegeproben anhand des äußerlich sichtbaren Erscheinungsbildes. Die 3D-Daten der gebogenen Rohre werden verwendet, um daraus die charakteristischen Größen eines Rohrbogens zu bestimmen. Dies sind der Biegewinkel des Rohrbogens  $\alpha_{\text{BW,Zyl}}$ , der durch den Winkel der geraden Schenkel zueinander beschrieben wird und der Biegeradius  $R_b$ . Da der Biegeradius in den geraden Bereichen des Rohres theoretisch unendlich sein muss, wird stattdessen zur Beschreibung der Biegegeometrie die Krümmung  $\kappa_b$  der Biegemittellinie verwendet. Zusätzlich wird die Querschnittdeformation und Wanddickenänderung entlang des Rohrbogens anhand von Querschliffen und 3D-Daten untersucht.

### 6.2.1 3D-Koordinatenmesssystem

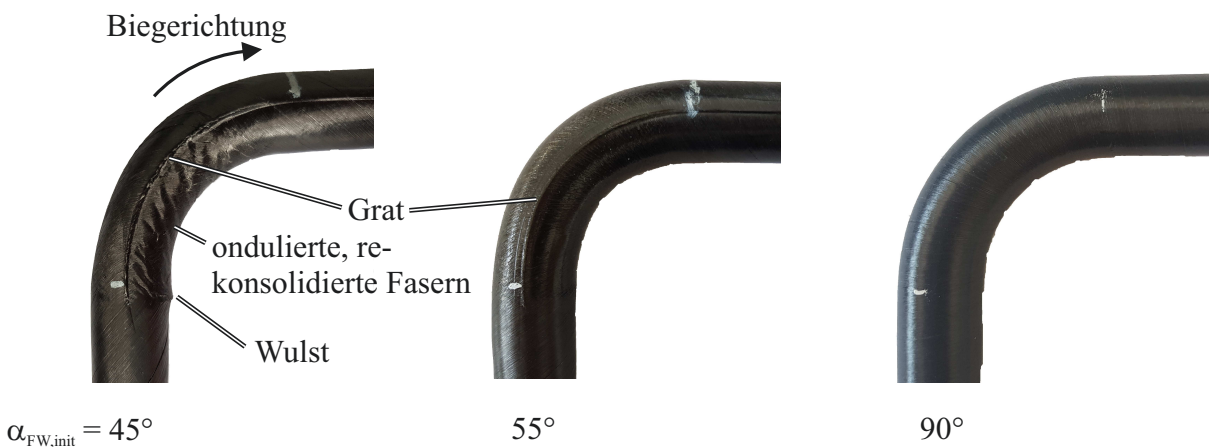
Das Koordinatenmesssystem besteht aus einem FARO-Edge 3D-Messarm mit einem Arbeitsradius von 2,7 Metern der FARO TECHNOLOGIES INCORPORATION und einem PC mit der Software POLYWORKS | INSPECTOR der INNOVMETRIC SOFTWARE INCORPORATION. Als Messtaster kommen eine FARO-Edge Laser Line Probe, eine Punktmesssonde und eine Kugelmesssonde mit einem Durchmesser von 6 mm zum Einsatz. Die Punktmesssonde wird verwendet, um die Faserorientierung durch Abtasten einzelner Filamente und Tapekanten zu ermitteln. Die Kugelmesssonde ist erforderlich zur Messkompensation der FARO-Edge Laser Line Probe. Mit der FARO-Edge Laser Line Probe wird die äußere Rohrgeometrie der in den Biegeversuchen hergestellten Rohrbögen vermessen. Die so erfasste Punktwolke wird in POLYWORKS weiterverarbeitet. Details zur Weiterverarbeitung und Verwertung der Messdaten sind den jeweiligen Abschnitten der Auswertung zu entnehmen.

## 6.2.2 Visuelle Analyse der Probenoberfläche

Das äußere Erscheinungsbild der Biegeproben ermöglicht erste qualitative Analysen und Aussagen zum Biegeprozess. Dazu werden die Rohre visuell geprüft und charakteristische Merkmale identifiziert. Insbesondere sind die Orte der maximalen Formänderung am Außen- und Innenbogen, die Werkzeugtrennlinie sowie der Bogenein- und -auslauf zu betrachten.

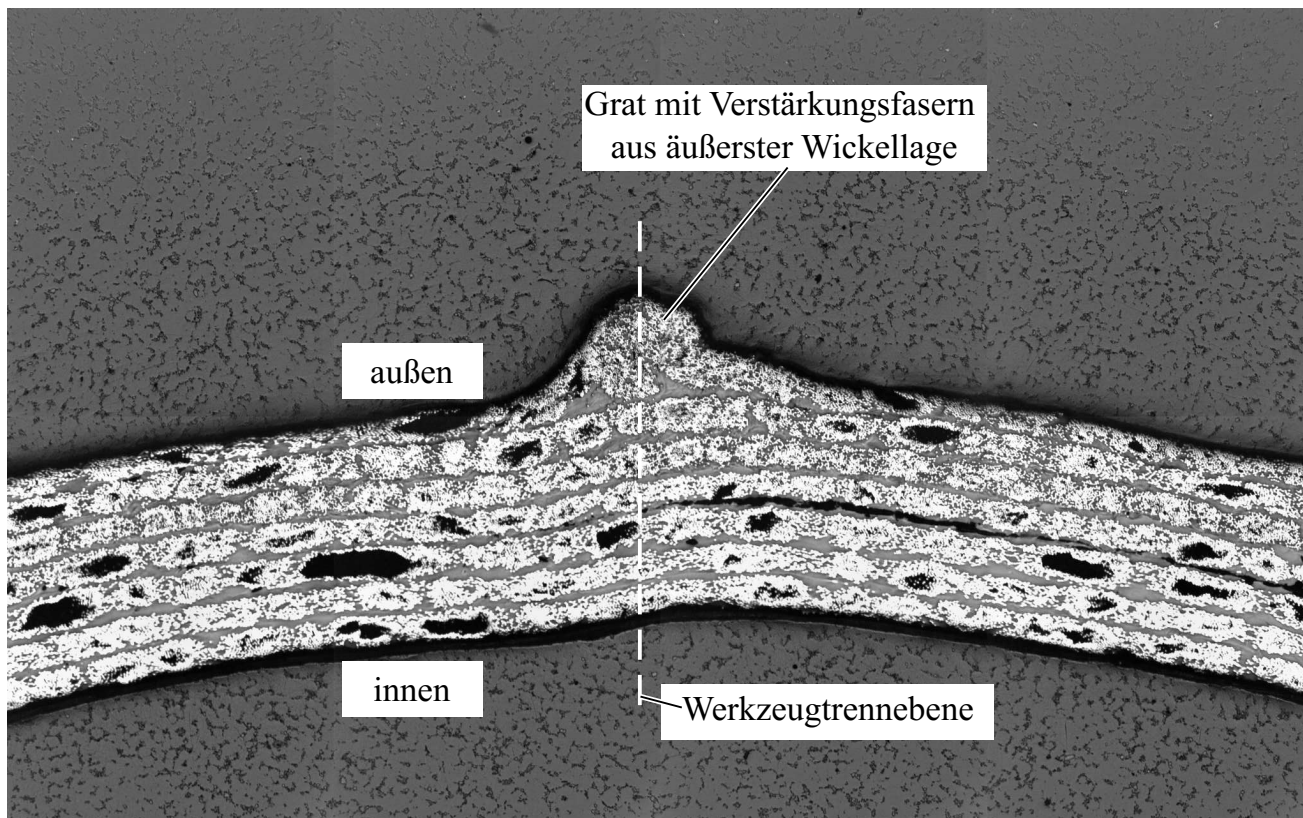
Nennwickelwinkel  $45^\circ$

Entgegen der Faltenbildung beim Biegen von metallischen Rohren existiert bei den CFRTP-Rohren mit Wickelwinkel  $45^\circ$  keine Reihe mehrerer Falten, sondern ein Wulst im Bereich des Einlaufs in die Biegeform, wie in Abb. 6.6 dargestellt. Der Wulst entsteht bereits zu Beginn der Biegung, so dass dieser bei einem Biegewinkel von  $22,5^\circ$  bereits deutlich ausgeprägt ist. Dies gilt für die beiden untersuchten Wanddicken. Innerhalb des Wulstes sind einzelne Faserlagen ineinander gefaltet. Mit zunehmendem Biegewinkel und somit zunehmendem umschließenden Werkzeugkontakt verringert sich der Wulst. Innerhalb der äußeren Lage ist zu erkennen, dass durch das Verdrängen und Nieder-



**Abbildung 6.6:** Wulst- und Gratbildung, sowie ondulierte Fasern im Bogen bei CFRTP-Rohren

drücken des Wulstes die Fasern erheblich onduliert wurden. Durch die erweichte und dadurch fließfähige Matrix ist diese Ondulation der Fasern auf der Oberfläche nicht feststellbar, die Oberfläche ist nicht wellig. Entlang der Werkzeugtrennlinie kommt es zu einer ausgeprägten Gratbildung, bei der auch Verstärkungsfasern zwischen die schließenden Werkzeuge geschoben werden. Dies ist in Abb. 6.7 dargestellt. Die Gratbildung ist bei den dünnwandigen Rohren über alle Winkelstufen deutlicher ausgeprägt, verglichen mit den dickwandigen Rohren.



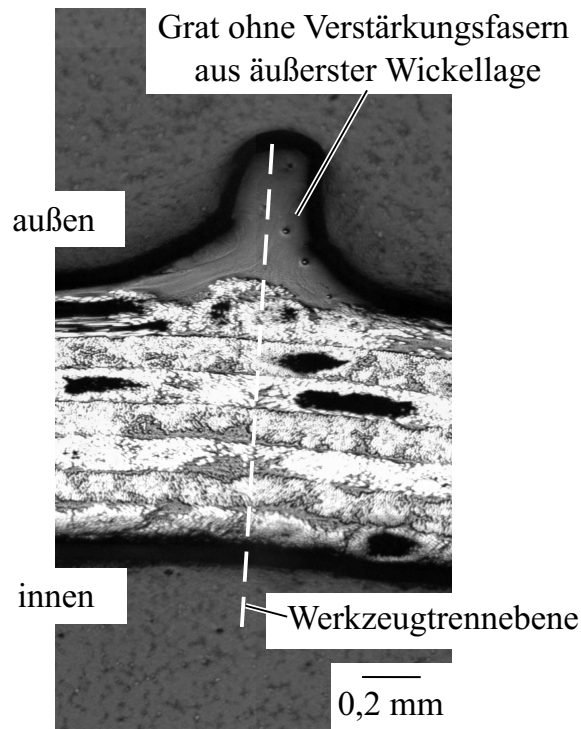
**Abbildung 6.7:** Gratbildung bei einem CFRTP-Rohr mit Nennwickelwinkel  $45^\circ$

Nennwickelwinkel  $55^\circ$

Eine Wulstbildung kann bei den Rohren nicht festgestellt werden, dies gilt für alle Biege-  
winkel. Ebenso sind am Innenbogen keine stark ondulierten Fasern feststellbar. An  
den Rohren ist ein Grat feststellbar (vgl. Abb. 6.8). Verglichen mit den Rohren mit  
Wickelwinkel  $45^\circ$  fällt dieser Grat jedoch weniger ausgeprägt aus. Insbesondere sind  
makroskopisch sehr wenig bis keine Fasern in den Grat verdrängt, was unter anderem  
anhand der Transparenz des Grats im Gegenlicht prüfbar ist.

Nennwickelwinkel  $90^\circ$

Die Rohrbögen weisen äußerlich keine Auffälligkeiten auf. Bei keiner der Biege-  
stufen kann ein Wulst festgestellt werden. Ebenso ist kein messbarer Grat vorhanden.



**Abbildung 6.8:** Gratbildung bei einem CFRTP-Rohr mit Nennwickelwinkel  $55^\circ$

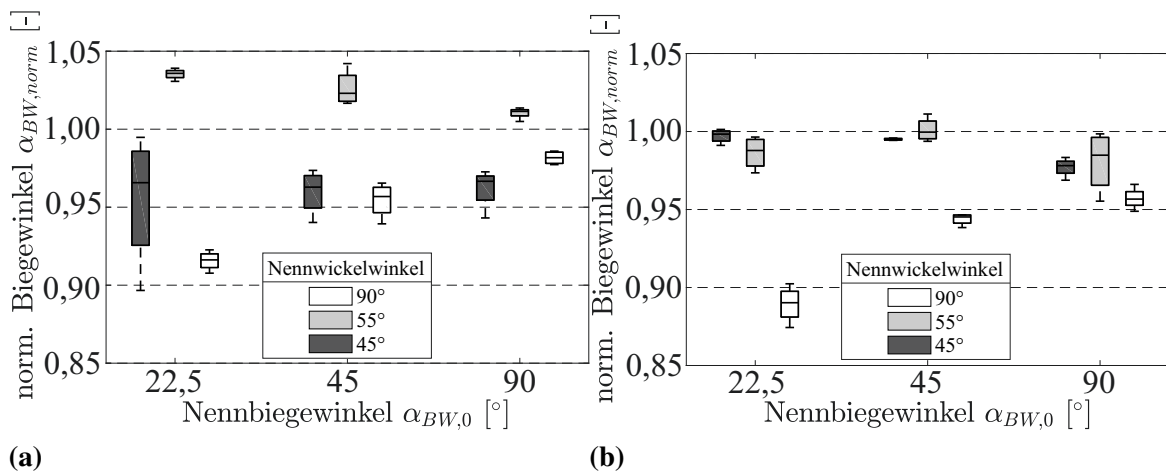
### 6.2.3 Biegewinkel

Der Biegewinkel der Rohrbögen wird nach der Entnahme aus den Biegewerkzeugen vermessen. Entsprechend *VDI 3430* [173] wird der Biegewinkel von den an den Rohrbogen anschließenden, geraden Schenkeln aufgespannt. Messtechnisch wird der resultierende Winkel der Rohrbögen aus den 3D-Scandaten der Rohrbögen ermittelt. Dazu wird in die Messpunkte der geraden Schenkel mittels POLYWORKS jeweils ein Zylinder gefittet. Die Ausrichtung der Mittelachsen beider Zylinder wird in Form von 3D-Koordinaten eines die Achse definierenden Einheitsvektors exportiert. Mittels MATLAB wird über das Skalarprodukt beider Einheitsvektoren der Winkel zwischen diesen bestimmt. Zum Vergleich der Winkelabweichungen zwischen Nennbiegewinkel  $\alpha_{\text{BW,nenn}}$  und resultierendem Biegewinkel  $\alpha_{\text{BW,Zyl}}$  wird der normierte resultierende Biegewinkel  $\alpha_{\text{BW,norm}}$  gemäß Gl. 6.4 gebildet.

$$\alpha_{\text{BW,norm}} = \frac{\alpha_{\text{BW,Zyl}}}{\alpha_{\text{BW,nenn}}} \quad (6.4)$$

Die Bewertung der Einflüsse der variierten Parameter auf den resultierenden Biegewinkel erfolgt zweistufig. In einer ersten Bewertung der Messdaten anhand der in Abb. 6.9a und Abb. 6.9b dargestellten Boxplots wird die Verteilung der Messwerte und deren Streuung analysiert. Es zeigt sich bei einem Großteil der Messreihen eine vergleichsweise geringe Streuung und nahezu symmetrische Verteilung. Lediglich die Versuchsreihen D22x1\_BW22,5\_WW45 und D22x3\_BW90\_WW55 weisen eine hohe Streuung auf. Während bei der Versuchsreihe D22x1\_BW22,5\_WW45 ein einzelner Mess-

wert als Ausreißer identifiziert werden kann, sind die Messwerte der Versuchsreihe D22x3\_BW90\_WW55 stärker gestreut. Bei der nachfolgend angewandten multivaria-



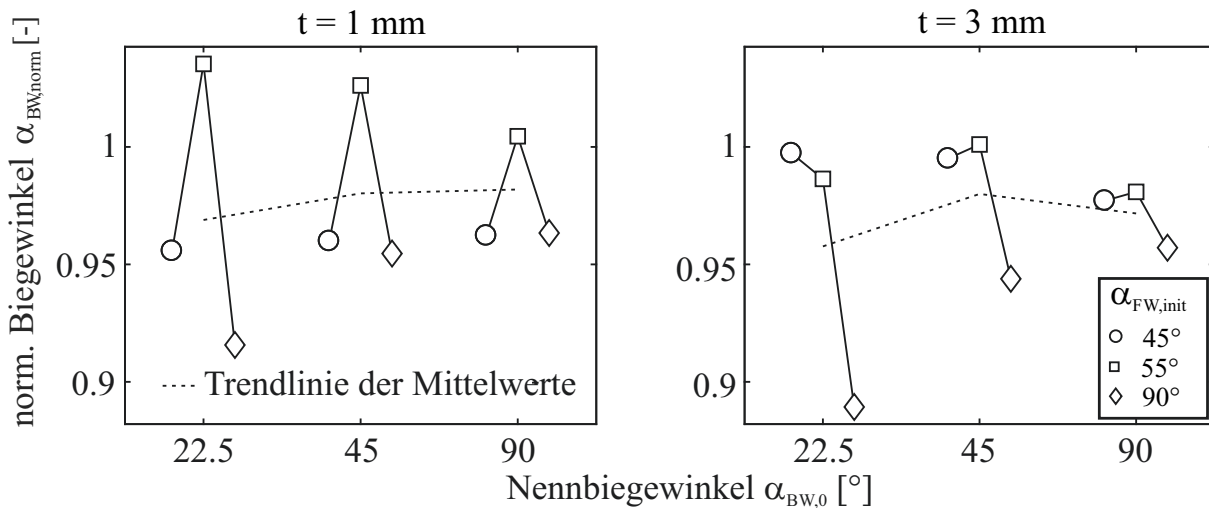
**Abbildung 6.9:** Ermittelte Biege­winkel bei den Versuchsreihen D22x1 (a) und D22x3 (b)

ten Analyse muss dies berücksichtigt werden. Es werden Verfahren der explorativen Statistik verwendet, um grundsätzliche Trends und Zusammenhänge zu erkennen und so die Thesen zu den Formmechanismen beim Biegen von CFRTP-Rohren zu prüfen.

Die in Abb. 6.10, Abb. 6.12 und Abb. 6.11 abgebildete Gegenüberstellung des resultierenden normierten Biege­winkels in Bezug auf die Einflussgrößen Nennbiege­winkel  $\alpha_{BW,nenn}$ , Nennwickelwinkel  $\alpha_{FW,init}$  und Wanddicke  $t$  wird verwendet, um den Einfluss der jeweiligen Parameter zu analysieren. Die drei Diagramme basieren auf demselben Datensatz, vereinfachen jedoch in der unterschiedlichen Auftragung der Einflussgrößen zueinander die Auswertung. Dargestellt ist analog der vorgenannten Boxplots der Median der jeweiligen Versuchsreihe. Der Mittelwert der Mediane einer Versuchsgruppe wiederum wird anhand einer Trendlinie dargestellt.

Auftragung über Nennbiege­winkel  $\alpha_{BW,nenn}$

In Abb. 6.10 ist der resultierende Biege­winkel über die drei Nennbiege­winkelstufen aufgetragen. Mit zunehmendem Nennbiege­winkel verringert sich die Abweichung der resultierenden Biege­winkel der verschiedenen Wickelwinkel untereinander. Dies ist in der Auslegung der Aufheizzone begründet. Entsprechend des in Unterabschnitt 5.2.2 beschriebenen Ablaufs ist die Aufheizzone auf den Biege­winkel von 90° ausgelegt und wird für kleinere Biege­winkel nicht angepasst. Somit liegen bei Biege­winkeln unter 90° aufgeheizte, aber nicht umgeformte und somit nicht konsolidierte Rohrabschnitte vor.



**Abbildung 6.10:** Haupteffektanalyse der Einflussgrößen Nennbiegewinkel, Nennwickelwinkel und Wanddicke auf den resultierenden normierten Biegewinkel; Auftragung über Nennbiegewinkel

In diesen Abschnitten können thermische Spannungen ohne Formbindung freigesetzt werden und somit Deformationen auftreten. Zusätzlich ist die Oberfläche der Rohre in diesen Abschnitten deutlich unebener, was zu größeren Messabweichungen und in der Folge zur erhöhten Streuung führt.

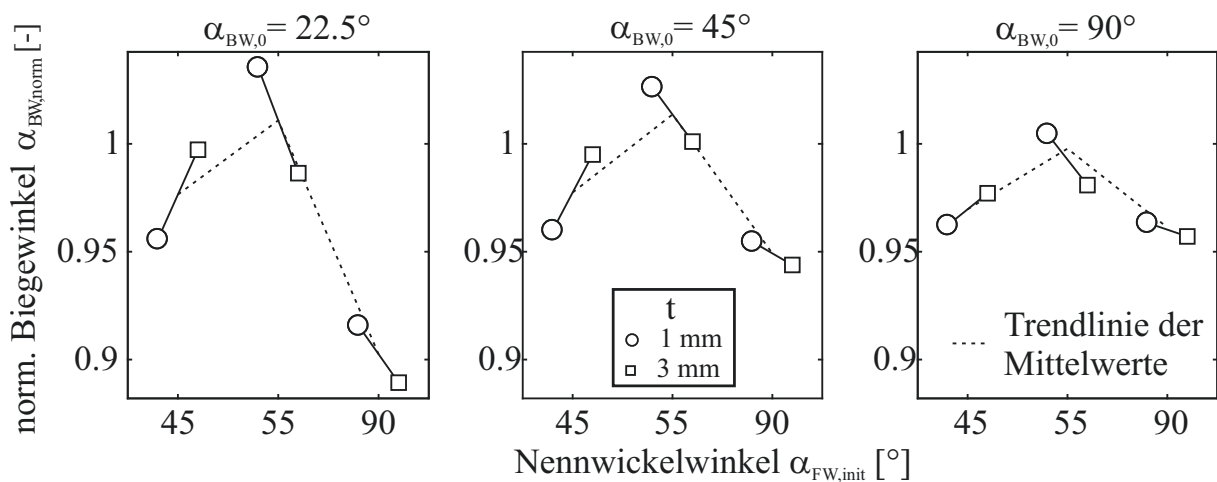
Bei dem Wickelwinkel von  $45^\circ$  sind die relativen Abweichungen des Biegewinkelmedians vom Nennbiegewinkel über alle drei Stufen des Nennbiegewinkels nahezu identisch. Dies gilt für beide untersuchten Wanddicken, mit Ausnahme der Versuchsreihe D22x3\_BW90\_WW45. Eine mögliche Ursache ist der flache Faserwinkel und damit eine geringe Windungszahl der Tapelage innerhalb der Aufheizzone. Die der erhöhten Temperatur ausgesetzte Faserlänge ist umso kleiner, je kleiner der Wickelwinkel ist. Daraus resultiert entsprechend der in Gl. 6.5 formulierten Grundgleichung der temperaturbedingten Längenausdehnung mit dem Längenausdehnungskoeffizienten  $\alpha_Q$ , der Ausgangslänge  $l_0$  und der Temperaturdifferenz  $\Delta T$  eine geringere Längenänderung der Tapelage und somit geringeren interlaminaren Schubspannungen in Längsrichtung.

$$\Delta l = l_0 \alpha_Q \Delta T \quad (6.5)$$

Diese These wird gestützt durch die deutlichen Abweichungen im resultierenden Biegewinkel unterschiedlicher Nennbiegewinkel bei einem Wickelwinkel von  $90^\circ$ .

Auftragung über Nennwickelwinkel  $\alpha_{FW,init}$

Abb. 6.11 stellt den Einfluss des Nennwickelwinkels auf den resultierenden Biegewinkel dar. Das von metallischen Profilen bekannte und für diese aus der Biegetheorie herleitbare Rückfederungsverhalten kann bei den Nennwickelwinkeln von  $45^\circ$  und  $90^\circ$  ebenfalls



**Abbildung 6.11:** Haupteffektanalyse der Einflussgrößen Nennbiegewinkel, Nennwickelwinkel und Wanddicke auf den resultierenden normierten Biegewinkel; Auftragung über Nennwickelwinkel

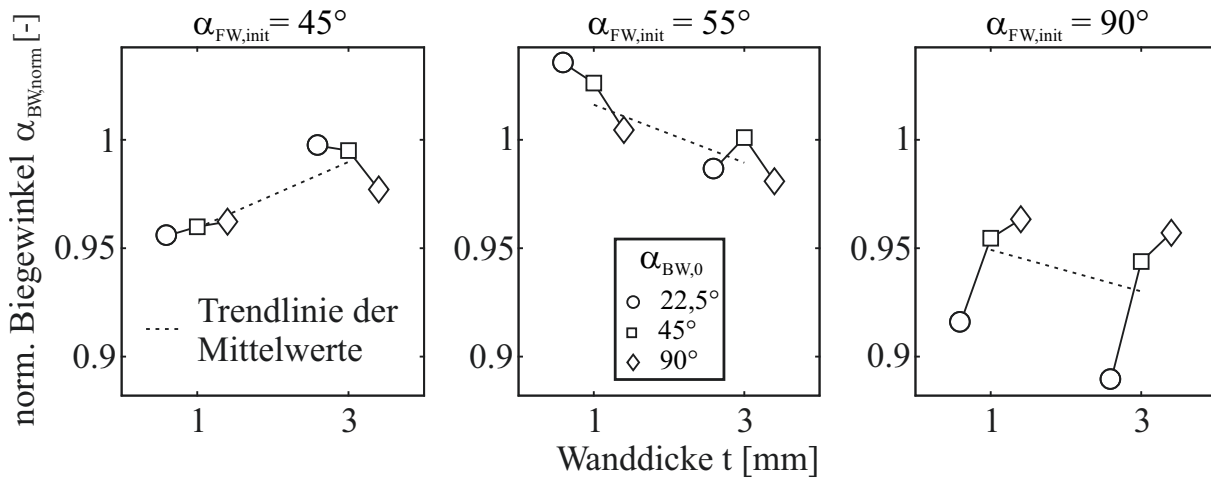
festgestellt werden. Hierbei ist die Rückfederung der Versuchsreihen mit Nennwickelwinkel  $90^\circ$  am größten, wobei die relative Winkelabweichung mit zunehmendem Biegewinkel abnimmt. Bei den Rohren mit Nennwickelwinkel  $45^\circ$  bleibt die relative Rückfederung über die drei Stufen des Biegewinkels annähernd konstant. Die vorgenannte Herleitung der Rückfederung aus dem mechanischen Verhalten metallischer Werkstoffe ist jedoch für die CFRTP-Rohre nicht anwendbar, da es sich um ein viskoelastisch-plastisches Materialverhalten handelt und der Verbund nicht als Kontinuum betrachtet werden kann. Die Rückstellmechanismen sind somit verschieden.

Die Rohre mit Nennwickelwinkel  $55^\circ$  und einer Wanddicke von 1 mm weisen ein deutlich anderes Federungsverhalten auf. Bei allen drei Stufen des Biegewinkels tritt hier eine Vorfederung des Rohrbogens auf. Dieser Effekt kann bei den Rohren gleichen Nennwickelwinkels, aber größerer Wanddicke (3 mm) nicht festgestellt werden. Insbesondere das unterschiedliche Federungsverhalten der Rohre mit unterschiedlicher Wanddicke deutet darauf hin, dass die Vorfederung nicht primär auf die Orientierung der Fasern zurückzuführen ist. Eine mögliche Ursache sind herstellungsbedingte Eigenspannungen in den Rohren. Diese treten zwischen den einzelnen Tapelagen durch die Verspannung des abgewickelten Tapes auf der Abwicklungsfläche auf (vgl. LU et al. [101]).

#### Auftragung über Wanddicke $t$

In Abb. 6.12 ist der resultierende Biegewinkel über der Wanddicke  $t$  der Proben aufgetragen. Die Wanddicke beeinflusst den resultierenden Biegewinkel umso stärker, je größer der Nennbiegewinkel ist. Insbesondere bei dem Nennbiegewinkel von  $22,5^\circ$  sind die Abweichungen der Messreihen mit identischem Nennwickelwinkel und unterschiedlichen Wanddicken sehr stark ausgeprägt. In allen drei Stufen des Nennbiegewinkels





**Abbildung 6.12:** Haupteffektanalyse der Einflussgrößen Nennbiegewinkel, Nennwickelwinkel und Wanddicke auf den resultierenden normierten Biegewinkel; Auftragung über Wanddicke

führt eine größere Wanddicke bei den Rohren mit Nennwickelwinkel  $45^\circ$  zu einer Verringerung der Rückfederung, wohingegen bei den übrigen zwei Stufen des Wickelwinkels die Rückfederung zunimmt. Mit Ausnahme der Rohre mit einem Wickelwinkel von  $90^\circ$  liegen die resultierenden Biegewinkel der Rohre mit größerer Wanddicke näher am Soll-Biegewinkel (vgl. Abb. 6.12). Dies widerspricht der Theorie thermisch hervorgerufener Spannungen (vgl. Gl. 6.5) innerhalb des CFRTP-Rohrs, da diese aufgrund größerer Gradienten über die Wanddicke bei Rohren mit größerer Wanddicke ausgeprägter sein müssten. Es wird jedoch bei den Rohren mit Wanddicke 3 mm aufgrund des verwendeten Aufheizverfahrens (IR-Strahler) eine längere Aufheizdauer gewählt, um die Erwärmung der gesamten Wandung auf Umformtemperatur zu gewährleisten. Daraus resultiert in den äußeren Wickellagen eine höhere Temperatur als bei den dünnwandigen Rohren. Dadurch wird die Viskosität der Polyamidmatrix weiter herabgesetzt, wodurch die matrixbedingten Eigenspannungen infolge der Umformung reduziert werden.

#### 6.2.4 Krümmung und Biegeradius

Aus allen Messpunkten des 3D-Scans wird mithilfe eines in POLYWORKS bereitgestellten Algorithmus die Rohrmittellinie bestimmt. Um dem Programm das Auffinden der Rohrgeometrie und damit die Bestimmung einer Rohrmittellinie zu ermöglichen, muss manuell eine Auswahl an Messpunkten bereitgestellt werden, die für das folgende Minimierungsproblem zur Bestimmung der Rohrmittellinie den Ausgangspunkt darstellt. Dazu wird ein Punkt in der Nähe der zu bestimmenden Rohrmittellinie gewählt und um diesen ein Kreis aufgezo-gen, der größer als der Rohrdurchmesser des vermessenen Rohrs sein sollte. Abschließend wird ein weiterer Punkt in der Nähe der Rohrmittellinie ausgewählt, der mit dem zuvor definierten Kreis die Höhe eines Zylinders festlegt. Diese

Höhe definiert in dem anschließenden Algorithmus die Schrittweite, mit der Punkte entlang der Rohrmittellinie ausgegeben werden. Da die Auswahl der Punkte rein manuell erfolgt, sind die exportierten Punkte der verschiedenen Rohrmittellinien innerhalb einer Messreihe nicht äquidistant.

Die exportierten Koordinaten der Rohrmittellinien werden verwendet, um die Krümmung entlang des Rohrbogens zu bestimmen. Dazu wird der von GROTH et al. [67] vorgestellte Algorithmus verwendet. Dieser Algorithmus bietet durch eine Überführung der Punktedaten in eine auf die Bogenlänge parametrisierte Splineformulierung die freie Definition eines Punkteabstands entlang der Rohrmittellinie. Somit können für die Auswertung des Krümmungsverlaufs Punkte gleichen Abstands verwendet werden. In der Formulierung des zur Bestimmung der Splineapproximation verwendeten Minimierungsproblems wird ein Glättungsfaktor  $p_G$  eingeführt. Dieser dient der Minimierung des Messwertrauschens und somit dem Erkennen charakteristischer Kurvenverläufe. Jedoch hat der Glättungsfaktor deutlichen Einfluss auf den qualitativen und quantitativen Verlauf der Krümmung. Somit ist ein Glättungsfaktor zu wählen, der charakteristische Elemente des Krümmungsverlaufs erkennen lässt, dabei aber das Messrauschen gering hält. GROTH et al. [67] untersuchen mittels der vorgestellten Methode Freiformbögen, die durch Drei-Rollen-Schubbiegen hergestellt wurden. Da es sich dabei um ein kinematisches Biegeverfahren handelt, bei dem erheblich größere Biegeradien realisiert werden, als es bei den mittels RZB gebogenen CFRTP-Rohren dieser Untersuchung der Fall ist, können die für die Bestimmung des Krümmungsverlaufs gewählten Parameter nicht übernommen werden. Daher werden nachfolgend Schritte zur Bestimmung geeigneter Parameter beschrieben.

Zur Prüfung der allgemeinen Anwendbarkeit des Algorithmus auf einen im RZB hergestellten Rohrbogen und zur ersten Abschätzung geeigneter Parameter wird der Krümmungsverlauf der für die Versuche verwendeten Biegeform für den Rohrdurchmesser 22 mm ermittelt. Dazu wird die Kavität der Biegeform hochauflösend in einem 3D-Scan erfasst. Anschließend wird entlang der Grundlinie der Kavität ein virtueller Schnitt durch die Scandaten erstellt und die im Schnitt befindlichen Datenpunkte als Polylinie exportiert. Da es sich bei der Biegeform um ein gefrästes Bauteil handelt, ist ein makroskopischer Krümmungssprung möglich. Der aus den Messdaten ermittelte Krümmungsverlauf der Biegeform weist im Übergang des geraden Klemmbereichs in den Bogen mit Radius 33 mm ein Krümmungsmaximum auf. Dies ist fertigungstechnisch nicht plausibel. Die Ursache ist die im Algorithmus verwendete Splineapproximation, die keine asymptotische Näherung ermöglicht.

Um einen geeigneten Wert zu finden, wird daher das in Gl. 6.6 formulierte Minimie-

rungsproblem angewandt.

$$\min_{p_G} \left( \alpha_{\text{BW,Zyl}} - \underbrace{\int_l \kappa(l) dl}_{\alpha_{\text{BW},\kappa}} \right) \quad (6.6)$$

Dabei ist  $\alpha_{\text{BW,Zyl}}$  der aus den Zylinderachsen ermittelte Biege­winkel des Rohrbogens. Die Integration der Krümmung  $\kappa$  über die Bogenlänge  $l$  liefert den Biege­winkel aus dem Krümmungsverlauf  $\alpha_{\text{BW},\kappa}$ . Dabei müssen die Grenzen des Integrals derart gewählt werden, dass nur der Bereich der tatsächlichen Biegung einbezogen wird. Dafür wird der ermittelte Krümmungsverlauf differenziert und die Änderung der Krümmung analysiert. Davon ausgehend, dass die Änderung der Krümmung am Bogenbeginn und -ende maximal ist, wird das Maximum der Ableitung des Krümmungsverlaufs über der Bogenlänge ermittelt.

$$\max \left( \frac{d}{dl} \kappa(l) \right) \quad (6.7)$$

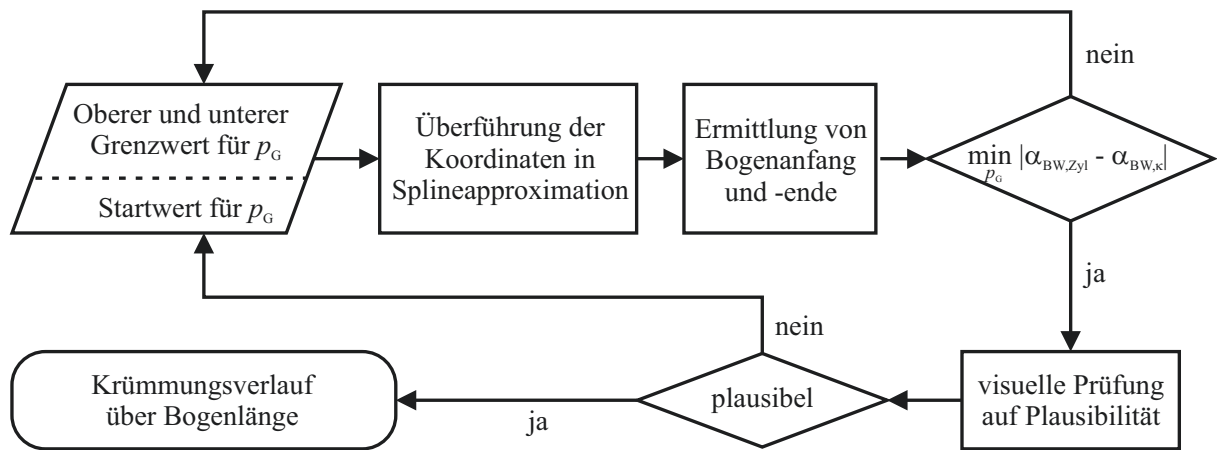
Weiterhin wird angenommen, dass die Änderung der Krümmung unmittelbar vor Beginn und nach dem Ende des Bogens das Vorzeichen ändert. Somit wird der Bogenanfang definiert als die Stelle, an der die Krümmung letztmalig vor dem Maximum das Vorzeichen ändert. Analog dazu entspricht das Bogenende der Stelle, an der die Krümmung erstmals nach dem Minimum der Krümmungsänderung das Vorzeichen ändert.

Aufgrund der Methode zur Herleitung des Krümmungsverlaufs und der Ableitung der Rohrmittellinie in POLYWORKS ist die Krümmung vor und nach der Biegung nicht gleich null. Dies kann dazu führen, dass die vorgenannte Definition zur Bestimmung von Bogenanfang und -ende nicht greift. In diesem Fall muss der Datensatz zeilenweise um etwaige Unstetigkeiten bereinigt werden. Das in Gl. 6.7 definierte Minimierungsproblem ist in Abb. 6.13 entsprechend der Funktionsaufrufe in MATLAB als Programmablaufschema dargestellt. Der Einfluss des Glättungsfaktors  $p_G$  auf den Krümmungsverlauf ist in Abb. 6.14 dargestellt. Mit größer werdendem Glättungsfaktor treten Ungleichmäßigkeiten deutlicher zutage. Eine Aussage zu charakteristischen Merkmalen des Krümmungsverlaufs ist bei zu groß gewähltem Glättungsfaktor nicht möglich. Die theoretisch durch die Soll-Geometrie definierte Krümmung der Versuchsrohre berechnet sich gemäß Gl. 6.8 zu

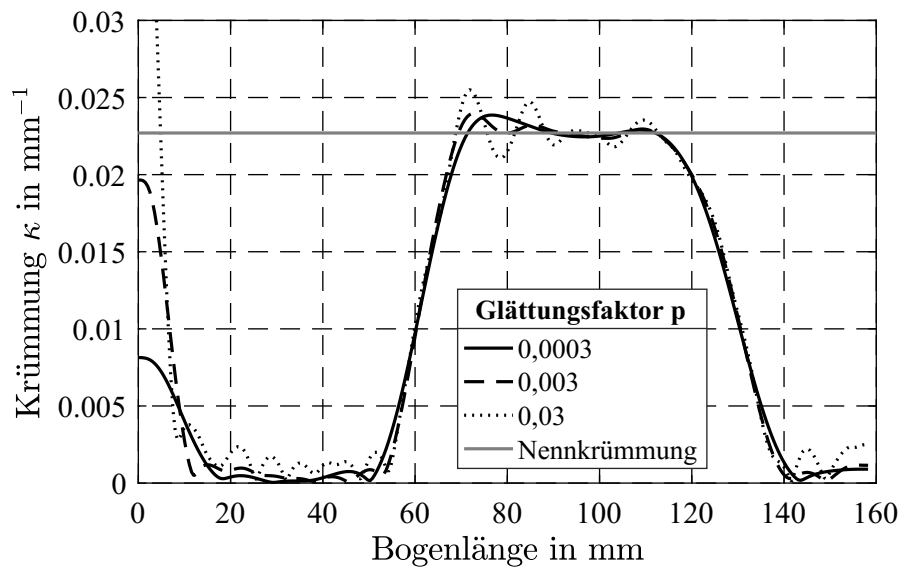
$$\kappa = \frac{1}{R} \quad (6.8)$$

$$\kappa_{22\text{mm}} = \frac{1}{44\text{mm}} = 0,0227\text{ mm}^{-1} \quad (6.9)$$

Der Mittelwert der Krümmung über der Bogenlänge aller Rohre einer Versuchsreihe

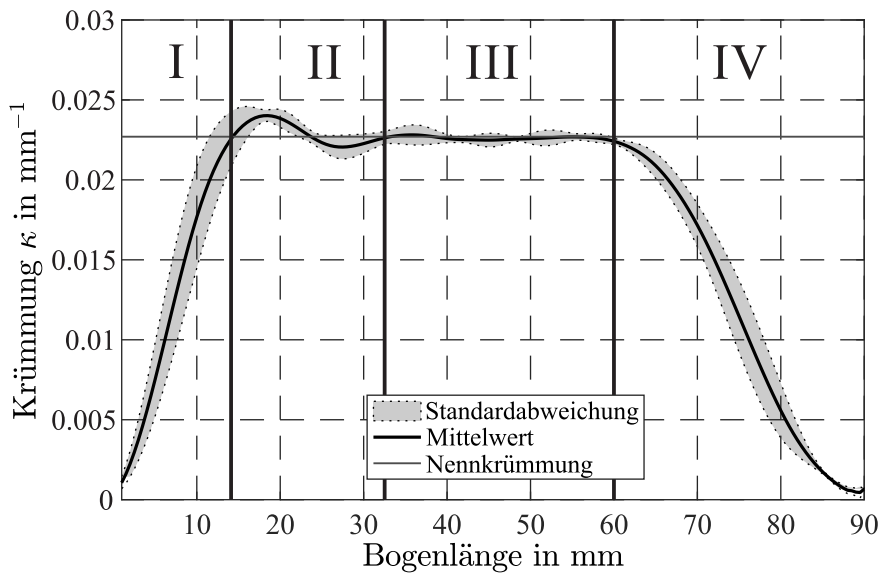


**Abbildung 6.13:** Programmablaufschaema zur Bestimmung des Glättungsfaktors  $p_G$



**Abbildung 6.14:** Krümmungsverlauf bei Variation des Glättungsparameters  $p_G$  an einem Rohr der Versuchsreihe D22x1\_WW90\_BW90

wird gebildet und die Standardabweichung an diskreten Stützpunkten bestimmt. Die mittlere Krümmung und die korrespondierende Standardabweichung wird für eine erste qualitative Analyse grafisch dargestellt, exemplarisch ist dies für eine Versuchsreihe in Abb. 6.15 dargestellt. Der Krümmungsverlauf eines Rohrbogens kann analog der in Abschnitt 2.4 genannten Ansätze in die vier in Abb. 6.15 dargestellten Zonen eingeteilt werden. Diese Zonen sind jedoch abhängig vom Biege- und Wickelwinkel unterschiedlich stark ausgeprägt. Es wird zwischen dem Bogeneinlauf (I), dem Einschwingbereich (II), dem Bereich konstanter Krümmung (III) und dem Bogenauslauf (IV) differenziert. Der Einfluss des Biegewinkels, des Wickelwinkels und des Rohrquerschnitts auf den Krümmungsverlauf wird nachfolgend analysiert.



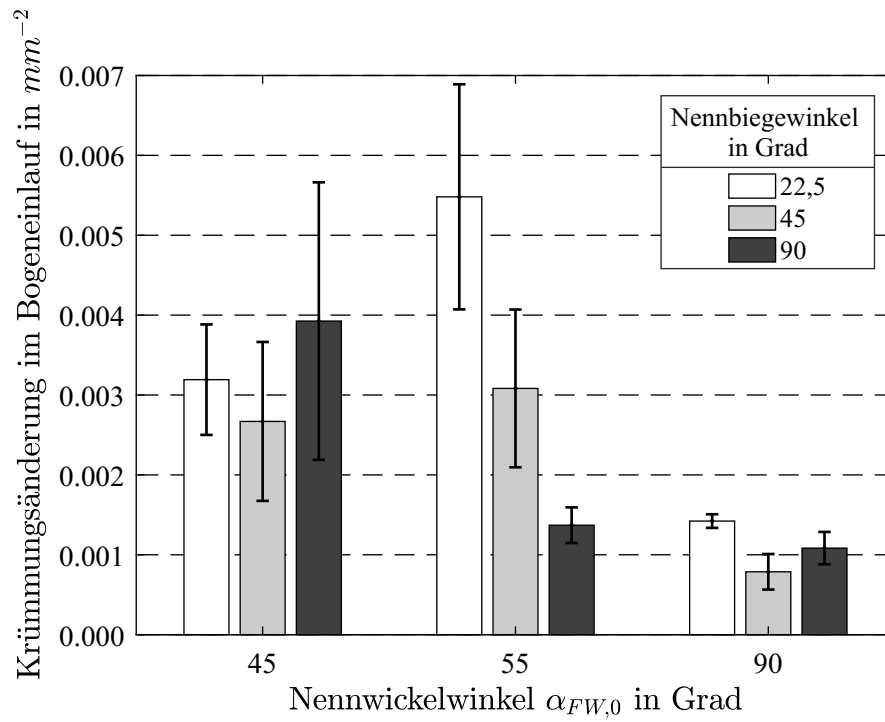
**Abbildung 6.15:** Gemittelter Krümmungsverlauf bei  $p_G=0,003$  mit Standardabweichung der Versuchsreihe D22x1\_WW90\_BW90 und Einteilung in Analysezonen

#### Einfluss des Biegewinkels

Aus der Einteilung der Zonen gemäß Abb. 6.15 folgt, dass stets ein Ein- und Auslaufbereich im Krümmungsverlauf existiert. Der in Abb. 6.16 dargestellte Vergleich der maximalen Steigung innerhalb des Einlaufbereichs bei unterschiedlichen Biegewinkeln zeigt, dass bei unterschiedlichen Biegewinkeln die Steigung nur wenig abweicht. Einzige Ausnahme bilden die Rohre mit Nennwickelwinkel  $55^\circ$ . Bei diesen Versuchsreihen ist eine auffällige Schulter in der Kurve im Bogenein- und auslauf zu erkennen. Da die Steigung bis auf die vorgenannten Ausnahmen vom Biegewinkel unabhängig ist, folgt für den Krümmungsverlauf, dass die übrigen Zonen dadurch beeinflusst werden. Insbesondere der Bereich konstanter Krümmung verkleinert sich mit abnehmendem Biegewinkel und ist bei einem Biegewinkel von  $22,5^\circ$  bei keiner der Proben mehr feststellbar. Die Annahme eines konstanten Biegeradius über dem Bogen ist somit nicht gültig.

#### Einfluss des Wickelwinkels

Der Wickelwinkel des Tapes bestimmt maßgeblich die mechanischen Eigenschaften des Rohrs. Daraus folgt die Annahme, dass der Wickelwinkel auch Einfluss auf das Formverhalten der CFRTP-Rohre hat. Dies wird in einem ersten Schritt anhand des Krümmungsverlaufs der unterschiedlichen Versuchsreihen untersucht. Der aus dem Krümmungsverlauf durch Integration entsprechend Gl. 6.6 und über die jeweilige Messreihe gemittelte Biegewinkel  $\alpha_{BW,\kappa}$  ist dem optisch vermessenen Biegewinkel in Tab. 6.2 gegenübergestellt. Der Vergleich der maximalen Krümmung bei einem Biegewinkel von  $22,5^\circ$  in Abb. 6.17 zeigt, dass mit zunehmendem Wickelwinkel das Krümmungsmaxi-

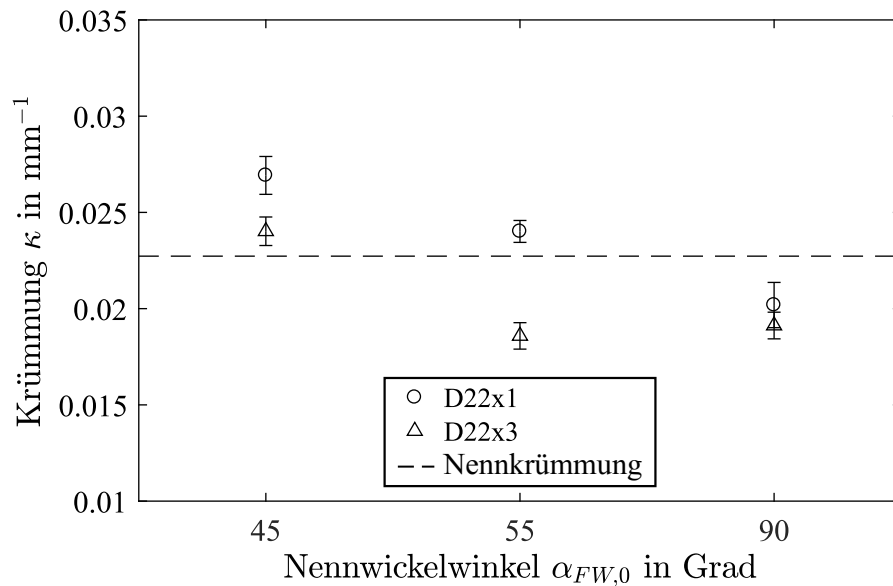


**Abbildung 6.16:** Vergleich der über die Versuchsreihe gemittelten Geradensteigung im Bogeneinlauf der Rohre mit Querschnitt D22x1 mm

**Tabelle 6.2:** Biegewinkel der Versuchsreihen aus optischer Vermessung und Krümmungsverlauf

Versuchsreihe	$\alpha_{BW,nenn}$	$\alpha_{BW,Zyl}$	$\alpha_{BW,\kappa}$	$ \alpha_{BW,Zyl} - \alpha_{BW,\kappa} $	
Querschnitt Nennwinkelwinkel	in Grad	in Grad	in Grad	in Grad	
D22x1	45	22,5	21,5	21,3	0,2
		45	43,2	42,2	1,0
		90	86,6	85,5	0,9
	55	22,5	23,3	21,4	1,9
		45	46,2	45,7	0,5
		90	90,4	90,7	0,3
	90	22,5	21,8	20,6	1,2
		45	43,0	44,0	1,0
		90	88,3	88,7	0,4
D22x3	45	22,5	22,4	22,0	0,4
		45	44,8	42,3	2,5
		90	88,0	85,7	2,3
	55	22,5	22,2	20,3	1,9
		45	45,0	46,5	1,5
		90	88,3	84,9	3,4
	90	22,5	20,0	21,7	1,7
		45	42,5	43,4	0,9
		90	86,1	87,4	1,3

mum abnimmt. Übersteigt die Krümmung die aus der Werkzeugkontur bestimmte Soll-



**Abbildung 6.17:** Vergleich der maximalen Krümmung bei einem Nennbiegewinkel von  $22,5^\circ$

Krümmung, folgt daraus, dass lokal der Biegeradius kleiner dem Soll-Biegeradius ist. Geometrisch ist dies nur dann möglich, wenn das Rohr im Bereich der Biegung den Kontakt zur Biegeform verliert. Prozessbedingt sind hierfür zwei Ursachen möglich.

Zum einen kann ein durch Druckspannungen verursachtes Aufstauen am Innenbogen dazu führen, dass der Materialfluss dort gehemmt wird. Da damit das Material langsamer in den Bogen einläuft, als es durch den Transport vorgeschoben wird, hebt das Rohr am Innenbogen ab.

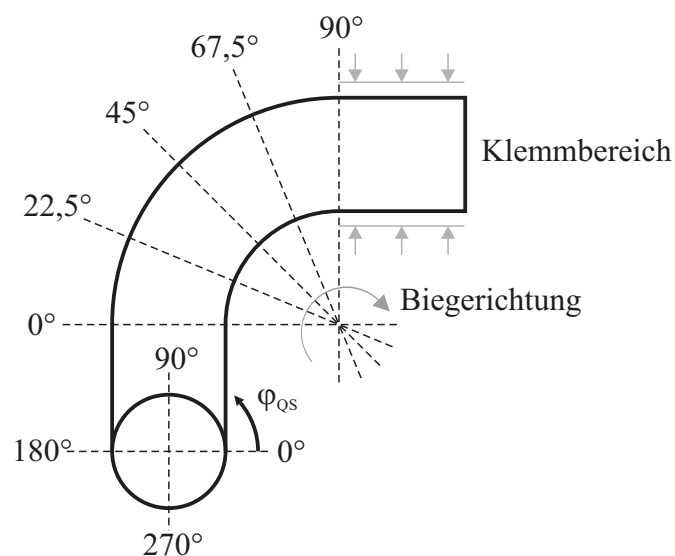
Desweiteren kann das Rohr durch den innenliegenden Biegedorn vorgeschoben werden. Dieser kann aufgrund der verwendeten Zugfeder nur gelängt, nicht jedoch gestaucht werden (vgl. Unterabschnitt 5.2.3). Damit muss der Biegedorn am Rohrrinnenbogen relativ zum Rohr bewegt werden. Dies ist in geringem Maße durch die Relativbewegung der Biegefeder zur Silikonhülle möglich. Durch die Reibung zwischen der Außenhülle des Dorns und der Innenwand des CFRTP-Rohrs erfährt dieses allerdings eine Kraft tangential zur Kavität der Biegeform, beziehungsweise zu dem Biegeradius, die wiederum das Rohr aus der Biegeform herausdrückt, da das Rohr am vorderen Ende durch die Spannbacken geklemmt ist.

Während das druckspannungsbedingte Aufstauen stark von dem zu biegenden Halbzeug abhängt, ist der Einfluss des Biegedorns bei allen Versuchen mit gleichem Querschnitt und somit gleichem Biegedorn nicht vom Material abhängig. Es existiert jedoch

eine Abhängigkeit der Auslenkung durch den Biegedorn vom Biegewinkel, wie in Unterabschnitt 6.2.3 dargestellt. Es folgt für den Einfluss des Wickelwinkels auf den Krümmungsverlauf, dass ein geringer Wickelwinkel aufgrund der Stauchung am Innenbogen zum Abheben des CFRTP-Rohrs von der Biegeform führt. Ein großer Wickelwinkel führt zu einer gleichmäßigeren Ausbildung der konstanten Krümmung und führt weniger zum Abheben, die reale Krümmung bleibt auf Höhe oder unterhalb der Nennkrümmung.

### 6.2.5 Mikroskopie

Es werden Querschliffe der ungebogenen Rohrhalbzeuge und der Rohrbögen angefertigt. Diese dienen der Bestimmung der lokalen Faser-Matrix-Verteilung, der Auswertung der Wanddickenänderung, sowie der qualitativen Untersuchung auf Schädigungen innerhalb des Verbundes. Ausgangsbasis dieser Untersuchungen sind zur Rohrmittelachse orthogonale Trennschnitte. Die Biegeteile werden an den in Abb. 6.18 dargestellten Positionen getrennt. Das Trennen der Rohre erfolgt mittels einer Feinsäge vom



**Abbildung 6.18:** Anordnung der Schnitte zur Analyse der Rohrquerschnitte per Mikroskopie

Typ DISCOTOM-60 der STRUERS GMBH. Die Trennfläche des zu betrachtenden Querschnitts wird dann über mehrere Schleif- und Polierstufen für die Aufnahme präpariert. Dies erfolgt auf einer Probenschleifmaschine des Typs SAPHIR 550 der ATM GMBH. Die Präparation muss besonders sorgfältig erfolgen. Insbesondere ist die Wahl der Einbettmasse und der Abstufung der Schleifkörnung von hoher Bedeutung. Eine zu weiche



Einbettmasse führt zum Verschmieren von Partikeln der Einbettmasse in die zu betrachtenden Probekörper. Eine zu harte Einbettmasse erhöht die Bearbeitungsdauer pro Querschliff erheblich. Die Abstufung der Schleifstufen ist so zu wählen, dass zum einen die durch das Einbetten vorhandenen Unebenheiten geplant werden und zum anderen eine Oberfläche mit geringer diffuser Reflektion erzeugt wird. Versuche mit unterschiedlichen Einbettmassen und Schleifstufen wurden durchgeführt und resultierten in den in Tab. 6.3 gelisteten Parametern. Als Einbettmasse kommt CEM1000 der CLOEREN

**Tabelle 6.3:** In Versuchen ermittelte Schleifparameter zur Präparation der Querschliffe

Stufe	Schleifmittel	Drehzahl in $min^{-1}$
1	SiC, P240	
2	SiC, P600	50.9
3	SiC, P1200	-51.4
4	SiC, P2500	52.2
5	Polieren mit Suspension, $3 \mu m$	-36.4
6	Polieren mit Suspension, $1 \mu m$	37.3
7	Polieren mit Suspension, $0,06 \mu m$	-38.8

TECHNOLOGY GMBH zur Anwendung. Es handelt sich hierbei um eine Kalteinbettmasse, welche unter Raumtemperatur und Normalatmosphäre aushärtet. Zur Vermeidung von Luftbläschen in der Schlieffläche kann die Aushärtung unter leichtem Überdruck von ca. 2 bar erfolgen. Von den präparierten Querschliffen werden Aufnahmen mit der Mikroskopeinheit des Mikrohärteprüfers CARAT 930 der ATM GMBH angefertigt. Die anschließende Auswertung erfolgt gemäß Unterabschnitt 6.2.6.

## 6.2.6 Veränderung von Querschnittgeometrie, Wanddicke und Matrixverteilung beim Biegen

### Querschnitt

Die Querschnittveränderung der Rohre im Bogen wird anhand der Oberflächenscandaten und der Auswertung von Querschliffen ausgewählter Biegeproben untersucht. Aus den Oberflächenscandaten werden Schnitte auf zur Rohrmittellinie orthogonalen Ebenen extrahiert und als 3D-Punktwolke exportiert. Die Schnittebenen sind gemäß Abb. 6.18 gewählt. Die Lage der Ebenen wird bestimmt aus einer Farbmarkierung der Rohre, die im gebogenen und eingespannten Zustand im Biegewerkzeug an den Positionen  $0^\circ$  und  $90^\circ$  auf der Rohroberfläche angebracht wurde. Diese Ebenen entsprechen den Schnittebe-

nen, die zur Anfertigung der Querschliffe verwendet wurden. Da es im Zuschnitt der Biegeproben und der anschließenden Einbettung mit Planschliff zu einer Abweichung zwischen realer und idealer Schnittebene kommen kann, werden die Schnittdaten aus den Oberflächenscandaten zur Validierung herangezogen. Wird ein zylindrischer Körper geschnitten, so muss der minimale Durchmesser des durch die Schnittkante gebildeten Linienzugs mindestens dem Ursprungsdurchmesser des Zylinders entsprechen. Über dieses Maß wird zunächst geprüft, ob die unterschiedlich erzeugten Schnitte aus 3D-Messdaten und Querschliffen gleich skaliert sind. In einem zweiten Schritt wird dann der Durchmesser des Linienzugs quer zu diesem minimalen Durchmesser bestimmt. Kommt es hier zu Abweichungen zwischen Querschliff und Scandaten, ist der Querschliff in einer Ebene mit stärkerer Neigung erstellt worden und in der Auswertung muss diese Winkelabweichung korrigiert werden.

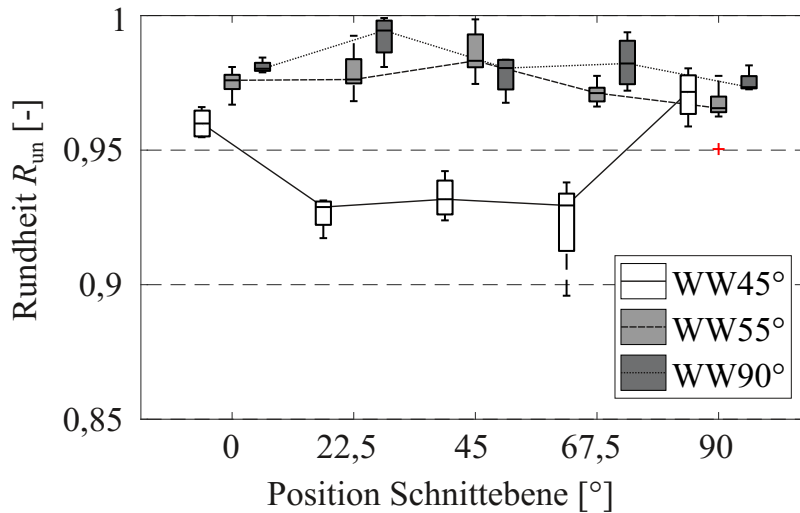
Die ebenen Schnitte der Oberflächenscandaten werden in Polarkoordinaten transformiert und zentriert. Die Rundheit der Probenquerschnitte wird anhand des in *VDI 3431* [174] empfohlenen und in Gl. 6.10 dargestellten Quotienten aus dem Nenndurchmesser  $D_{\text{nenn}}$  und dem äußeren Hüllkreis des realen Querschnitts  $D_{\text{Umkreis}}$  bestimmt. Die Abweichung zum idealen Kreis äußert sich quantitativ in einem niedrigeren Rundheitswert  $R_{\text{un}}$ , dieser kann Werte im Bereich von 0 bis 1 annehmen.

$$R_{\text{un}} = \frac{D_{\text{nenn}}}{D_{\text{Umkreis}}} \quad (6.10)$$

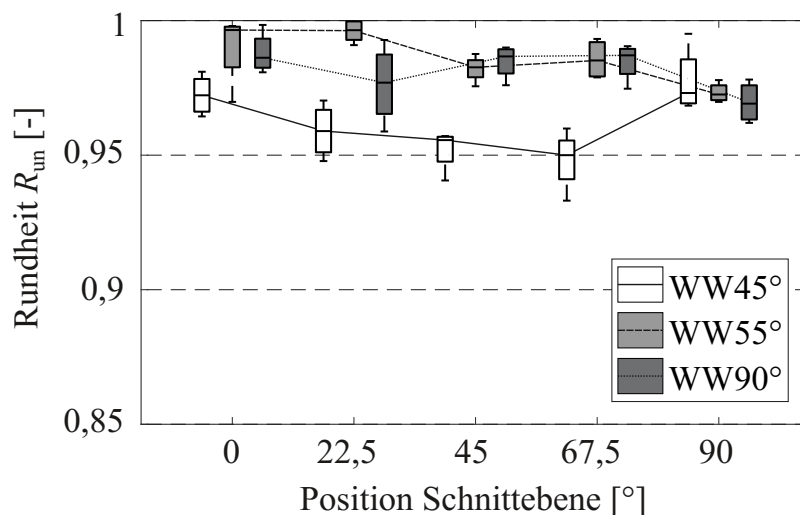
Bei der Anwendung dieser Formel ist zu berücksichtigen, dass es bei CFRTP-Rohren zu einer ausgeprägten Gratbildung kommen kann (vgl. Abb. 6.7). Diese führt dazu, dass der Hüllkreis erheblich größer wird. Daher wird bei der Analyse ein Grat als lokale Fehlstelle interpretiert und diejenigen Punkte, die den Grat abbilden, aus der Berechnung des Hüllkreises ausgeschlossen. Um den Einfluss der systembedingten Messungenauigkeiten zu eliminieren wird eine Referenzmessung an einem geraden, ungebogenen Rohr durchgeführt. Diese liefert eine mittlere Rundheit von  $0,9900 \pm 0,0049$ . Die Rohre erreichen demnach im Ausgangszustand keine ideale Rundheit, was einerseits an der Streuung des optischen Messverfahrens und andererseits an dem Fertigungsverfahren der Rohre selbst liegt.

Der Vergleich der Rundheit der Schnitte über den Bogenverlauf ist in Abb. 6.19 und Abb. 6.20 dargestellt. Die Rohre mit einem Nennwickelwinkel von  $45^\circ$  weisen die größte Abweichung vom idealen Kreis auf. Bei diesen Rohren kommt es über dem Bogen zu einer deutlichen Änderung der Rundheit. Ein signifikanter Unterschied der Rundheit zwischen den Biegeproben mit Nennwickelwinkel  $55^\circ$  und  $90^\circ$  kann anhand der Messdaten nicht festgestellt werden. Der Vergleich der zwei Querschnittvariationen zueinander zeigt, dass die Rundheit der Biegeproben mit Wanddicke 3 mm über den Rohrbogen

bei den Wickelwinkeln  $45^\circ$  und  $55^\circ$  größer ist als bei der Biegeprobe mit Wanddicke 1 mm. Dieser Unterschied ist bei dem Nennwickelwinkel  $90^\circ$  nicht mehr festzustellen, die Rohre dieser Versuchsreihen weisen nur geringe Abweichungen der Rundheit über den Bogenverlauf auf. Bei allen Proben kommt es am Einlauf und Auslauf des Bogens



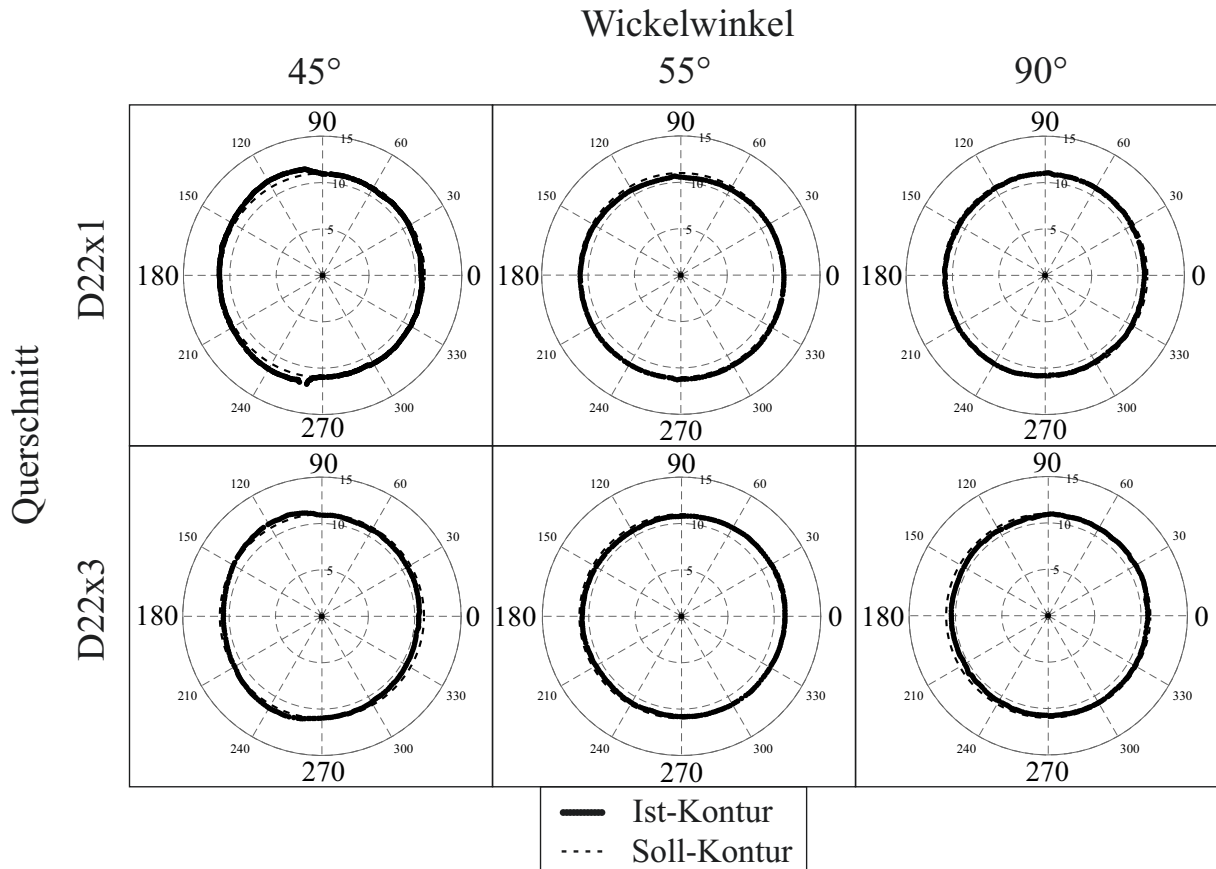
**Abbildung 6.19:** Ermittelte Rundheit aus Schnitten der Oberflächenscans bei Nennquerschnitt D22x1



**Abbildung 6.20:** Ermittelte Rundheit aus Schnitten der Oberflächenscans bei Nennquerschnitt D22x3

zu einer geometrischen Abweichung. Insbesondere bei den Rohren mit Wickelwinkel  $45^\circ$  fällt diese deutlicher als bei den Nennwickelwinkeln  $55^\circ$  und  $90^\circ$  aus. In Abb. 6.21

sind beispielhaft die Querschnitte in der Schnittebene  $45^\circ$  dargestellt. Qualitativ ist insbesondere bei den Rohren mit Nennwickelwinkel  $45^\circ$  eine Deformation des Querschnitts zu erkennen. Am Außenbogen ( $270^\circ$ ) flachen die Rohre deutlich ab, das verdrängte Ma-



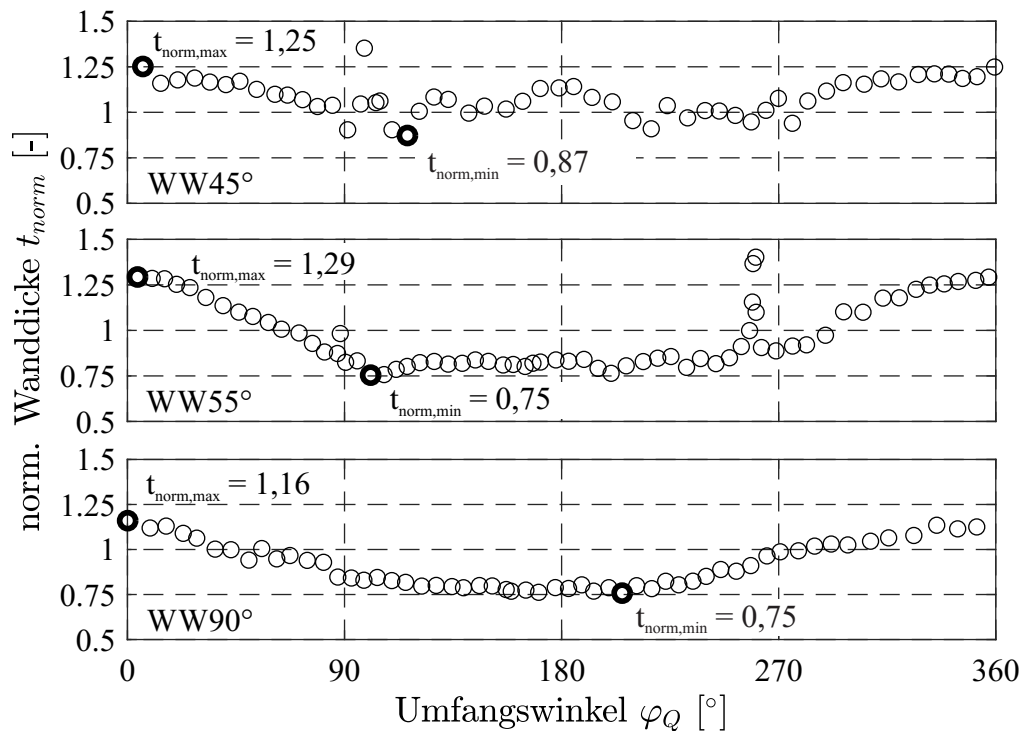
**Abbildung 6.21:** Querschnitte in Schnittebene  $45^\circ$

terial wird an der Werkzeugtrennebene aufgestaut. Dies ist möglich, da das Rohr nur in einem Linienkontakt vollständig von Biegeform und Gegenhalter umschlossen ist (vgl. Unterabschnitt 5.2.3). Der halbe Umfang des Rohrs, der in der Biegeform anliegt ( $270^\circ - 90^\circ$ ) wird hingegen nur geringfügig deformiert.

#### Wanddicke

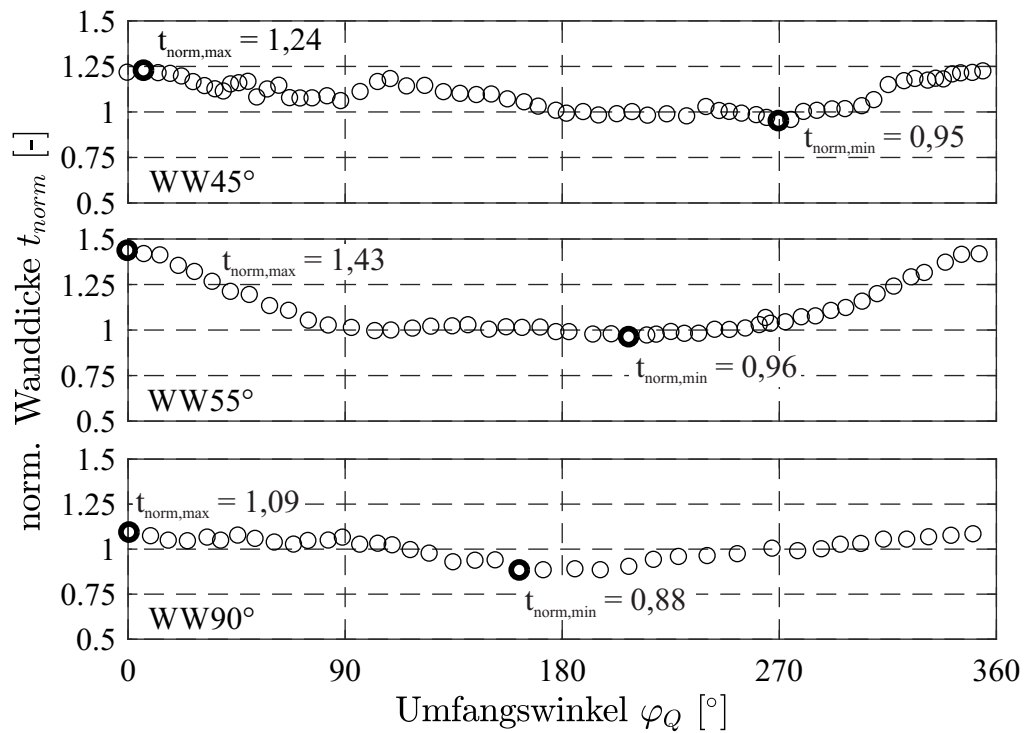
Die Wanddicke der Biegeproben wird anhand der Querschleife ausgewertet. Dazu werden manuell Punkte entlang der inneren und äußeren Wandung gesetzt und diese Koordinaten an MATLAB übergeben. Ein Skript sucht anschließend zu jedem Punkt an der äußeren Wandung die fünf geometrisch nächsten Punkte an der inneren Wandung und führt für diese eine Spline-Interpolation durch. Anschließend wird derjenige Punkt auf der lokal durch den Spline abgebildeten Ortskurve ermittelt, welcher die kürzeste Distanz zu

dem korrespondierenden Punkt der äußeren Wandung aufweist. Die so zu jedem Punkt an der äußeren Wandung gefundene Distanz wird als Wanddicke über den umlaufenden Parameter  $\varphi_Q$  ausgewertet. Diese Methode führt zu einer Abschwächung der Unregelmäßigkeit bei Ausbildung eines Grats beziehungsweise Faltenbildung, sodass derartige Fehler anderweitig berücksichtigt werden müssen. Dies erfolgt in der qualitativen Begutachtung der Biegeproben in Unterabschnitt 6.2.2. Die Angabe der Wanddicke erfolgt bezogen auf den über den Querschnitt umlaufenden Winkel  $\varphi_Q$ . Dieser ist wie in Abb. 6.18 dargestellt definiert. Exemplarisch ist der Verlauf der Wanddicke in der Schnittebene  $45^\circ$  in Abb. 6.22 und Abb. 6.23 dargestellt. Analog zu den weiteren Untersuchungen zeigt



**Abbildung 6.22:** Normierte Wanddicke über dem Querschnitt in der Schnittebene  $45^\circ$  bei Nennquerschnitt D22x1

sich bei einem Nennwickelwinkel von  $45^\circ$  eine deutlich größere Streuung der Messwerte als bei den übrigen Wickelwinkeln. Bei den Proben mit Wanddicke 1 mm kommt es bei niedrigeren Wickelwinkeln zu einer ausgeprägten Gratsbildung, diese ist an den Positionen  $90^\circ$  und  $270^\circ$  zu erkennen. Bei beiden Wanddicken ist die Differenz zwischen minimaler und maximaler Wanddicke bei einem Nennwickelwinkel von  $55^\circ$  am größten, wobei die Ausreißer aufgrund von Gratsbildung unberücksichtigt bleiben. In der Schnittebene  $90^\circ$  ist die Änderung der Wanddicke im Rahmen der Messgenauigkeit nicht nachweisbar, dagegen ist in der Schnittebene  $0^\circ$  bereits eine Aufdickung am Innenbogen feststellbar. Im Bereich der Werkzeugtrennebene, also an den Positionen  $\varphi_Q = 90^\circ; 270^\circ$

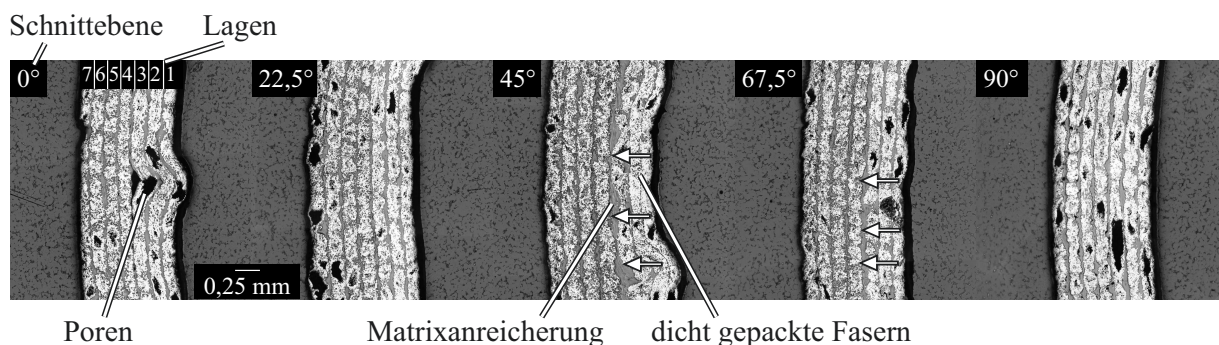


**Abbildung 6.23:** Normierte Wanddicke über dem Querschnitt in der Schnittebene 45° bei Nennquerschnitt D22x3

ist die Änderung der Wanddicke sehr gering. Insbesondere bei den Proben mit Gratbildung ist in diesem Bereich jedoch keine exakte Bestimmung der Wanddicke möglich.

#### Matrixverteilung

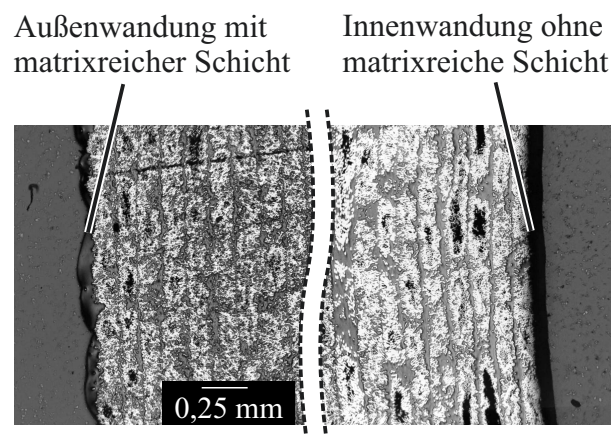
Die Querschliffe können auch genutzt werden, um die Verteilung der Matrix innerhalb der Rohrwandung zu untersuchen. Insbesondere können matrixreiche und -arme Zonen innerhalb der Rohrwandung identifiziert werden, wie in Abb. 6.24 dargestellt. In der



**Abbildung 6.24:** Matrixperkolation am Außenbogen eines Rohrs der Versuchsreihe D22x1\_WW45

Schnittebene 45° ist die Ausprägung einer matrixreichen Schicht zwischen den Lagen 3

und 4 am stärksten ausgeprägt. Dies stimmt mit der Auswertung der Faserorientierung, der Wanddicke und der Querschnittdeformation überein. In den Lagen 1 und 2 ist die Faserdichte deutlich erhöht gegenüber den äußeren Lagen. Die aus dem Zug der Fasern resultierende Querkraft führt demnach zu einer Verdrängung der Matrix aus den inneren Lagen (1 und 2) in die Zwischenschichten der mittleren Lagen (3 und 4), jedoch nicht darüber hinaus. Insbesondere an der äußeren Schicht (7) ist keine Matrixanreicherung an der Außenwandung zu erkennen. Die Ausbildung der matrixreichen Schicht ist nur bei dem Rohr der Versuchsreihe D22x1\_WW45 feststellbar. In den Querschliffen der übrigen dünnwandigen Rohre ist dies nicht zu beobachten. Ebenso ist bei den dickwandigen Rohren keine matrixreiche Schicht im Innern der Wandung erkennbar. Jedoch zeigt sich bei diesen Rohren die in Abb. 6.25 abgebildete Matrixanreicherung an der Außenwandung in der Schnittebene  $45^\circ$ . Diese matrixreiche Außenschicht ist über den kompletten Umfang des Rohrs der Versuchsreihe D22x3\_WW45 in vergleichbarer Ausprägung vorzufinden, wobei die Schicht keine konstante Dicke aufweist. Die mittlere Dicke dieser Schicht nimmt mit zunehmendem Nennwickelwinkel deutlich ab, bei dem Rohr der Versuchsreihe D22x3\_WW90 ist die Schicht nicht mehr nachweisbar.



**Abbildung 6.25:** Matrixperkolation am Außenbogen eines Rohrs D22x3\_WW45

### 6.2.7 Fazit der geometrischen und mikroskopischen Analyse

Anhand der Ergebnisse der geometrischen und mikroskopischen Analyse können einige der in Abschnitt 6.1 formulierten Thesen für das transversale Matrixfließen und die Matrixperkolation geprüft werden. Die erste These zum transversalen Matrixfließen lautet, dass die Wanddicke bei geringerem Wickelwinkel stärker über den Umfang variiert. Diese These kann anhand der Messwerte nicht eindeutig belegt werden. Wie in den exemplarischen Verläufen in Abb. 6.22 und Abb. 6.23 zu erkennen, ist die Variation

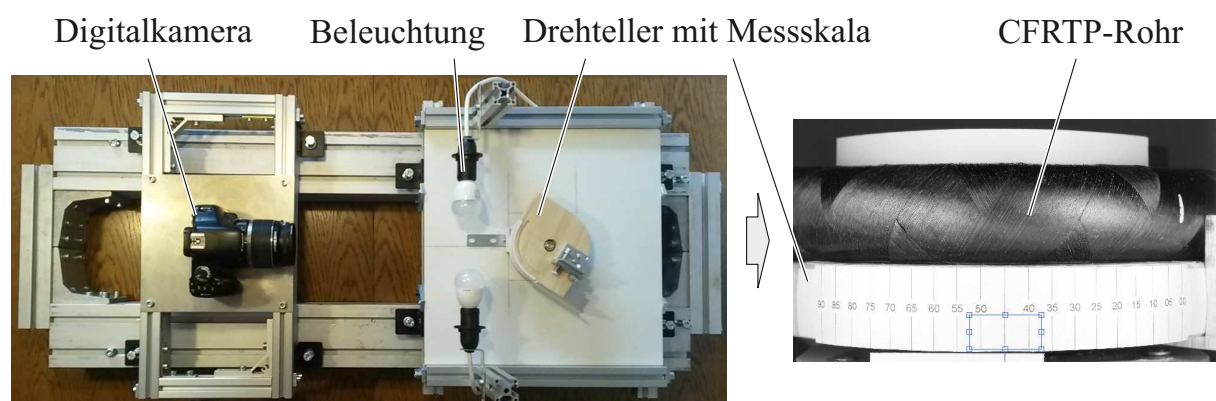
der Wanddicke über dem Umfang bei Rohren mit Nennwickelwinkel  $55^\circ$  am größten. Die Rohre mit Nennwickelwinkel  $45^\circ$  und  $55^\circ$  unterscheiden sich nur geringfügig in der Differenz der Wanddicke über dem Umfang. Die Aufdickung am Innenbogen ist bei den Rohren mit niedrigstem Wickelwinkel am geringsten und bestätigt damit die zweite These. Aufgrund der Streuung der Messwerte kann trotz der Bestätigung keine quantitative Aussage zur Ausprägung des transversalen Matrixfließens gemacht werden. Wie in Unterabschnitt 2.2.3 beschrieben, finden Innerlagenschерung und Matrixfließen in der Regel gleichzeitig statt, aufgrund der ähnlichen Beanspruchung des Verbunds.

Matrixperkolation kann insbesondere an Rohren mit niedrigem Wickelwinkel festgestellt werden, was auf die höheren radialen Kräfte der Einzelfasern zurückgeführt wird. Bei Rohren mit großen Wickelwinkeln ist keine Matrixperkolation mehr feststellbar. Somit hängt die Matrixperkolation auch mit den anderen Formmechanismen zusammen, da sich die Lage der Fasern mit fortschreitender Biegung ändert und in der Folge die wirkenden Kräfte nicht konstant in Richtung und Betrag bleiben.

## 6.3 Faserorientierung im umgeformten Rohr

### 6.3.1 Optisches Faserorientierungs-Messsystem

Die Erfassung der Faserorientierung am gewickelten Rohr erfolgt mit dem in FEHLER [53] entwickelten und in Abb. 6.26 dargestellten optischen Messsystem. Dieses besteht



**Abbildung 6.26:** optisches Messsystem zur Erfassung der Faserorientierung am Außenbogen

aus einem Drehteller, auf dem das gebogene Rohr fixiert und mittels einer Skala auf einen bestimmten Drehwinkel ausgerichtet werden kann. Eine Digitalkamera dient der Aufnahme von Bildern der Rohroberfläche. Der Aufbau des Systems beschränkt den



möglichen Aufnahmebereich auf den Außenbogen und dient der Validierung der zusätzlich durchgeführten taktilen Messungen. Die Bearbeitung und Auswertung der Bilder erfolgt durch ein MATLAB-Tool. Zu Beginn einer Messreihe muss die Digitalkamera ausgerichtet und kalibriert werden, dazu befinden sich Kalibriermarkierungen auf dem Drehteller und dessen unbeweglichem Sockel. Die Erfassung der Rohroberfläche erfolgt durch Aufnahme von Fotos auf vorab definierten Drehpositionen des Drehtellers. Diese Aufnahmen werden durch das MATLAB-Tool zu Graustufenbildern umgewandelt und mittels des Canny-Algorithmus' binarisiert. Anschließend werden die zehn häufigsten durch eine Hough-Transformation gefundenen Orientierungen innerhalb des Bildes ausgegeben. Diese können durch den Bediener abschließend visuell auf Plausibilität geprüft und gegebenenfalls aus der Auswertung ausgeschlossen werden. Ergebnis der Auswertung ist ein Datensatz aus dem mittleren Faserwinkel, der positiven und negativen Maximalabweichung, den einzelnen Faserwinkeln sowie der Anzahl der für die Berechnung des mittleren Faserwinkels verwendeten Faserwinkel.

### 6.3.2 Faserorientierung am Außenbogen aus optischer Vermessung

Die optische Vermessung der Faserorientierung mittels der in Unterabschnitt 6.3.1 beschriebenen Vorrichtung liefert den Verlauf des Faserwinkels über den Rohrbogen. Der absolut gemessene Faserwinkel  $\alpha_{FW}$  wird gemäß Gl. 6.11 mittels des optisch ermittelten Wickelwinkels der äußeren Lage  $\alpha_{FW,init}$  normiert und bildet so den normierten Faserwinkel  $\alpha_{FW,norm}$  der äußeren Wickellage ab.

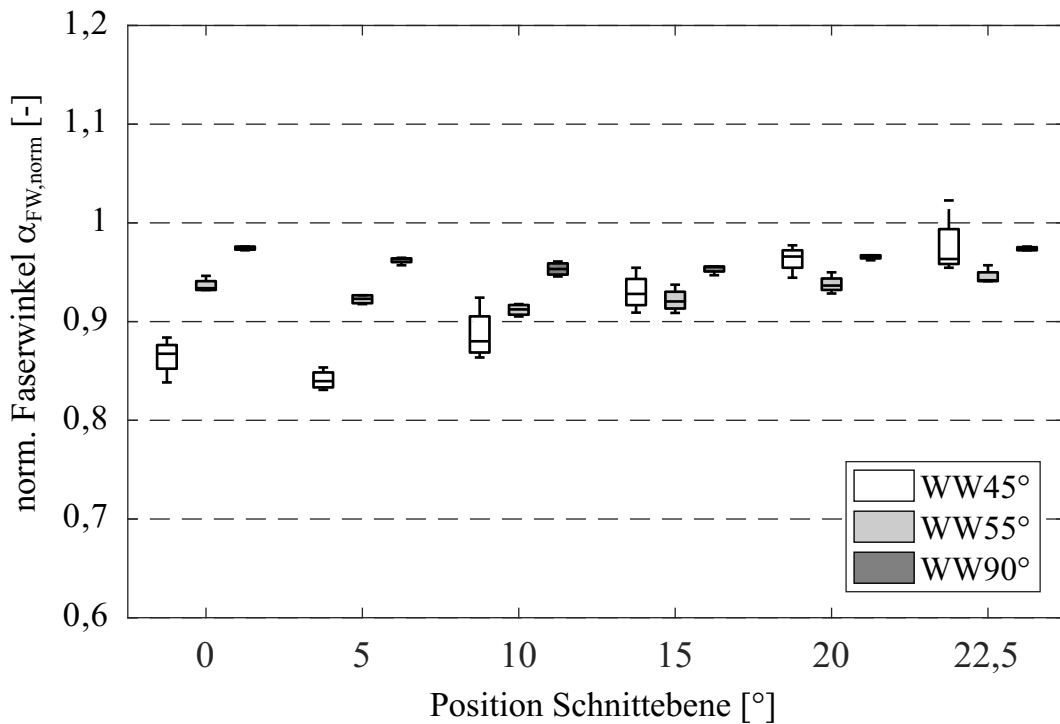
$$\alpha_{FW,norm} = \frac{\alpha_{FW}}{\alpha_{FW,init}} \quad (6.11)$$

Die Vermessung der Rohrbögen erfolgt an diskreten Stellen über dem Bogenverlauf. Dabei werden die Rohrbögen mit einem Biegewinkel von  $90^\circ$  alle  $10^\circ$  vermessen, die Rohrbögen mit einem Biegewinkel von  $22,5^\circ$  und  $45^\circ$  alle  $5^\circ$ . Zusätzlich wird bei den Rohren mit Biegewinkel  $22,5^\circ$  noch bei  $22,5^\circ$  eine Messung durchgeführt, um den Bogen vollständig abzubilden. Die Ortsangabe der Schnittebenen entspricht dabei der Orientierung in Abb. 6.18.

#### Rohrquerschnitt 22x1

Die Ergebnisse der optischen Vermessung des Außenbogens sind in den Box-Plots in Abb. 6.27, Abb. 6.28 und Abb. 6.29 dargestellt. Zu beachten ist bei dieser Darstellung, dass die Abszisse ordinal skaliert ist, die Zuordnung der Position der unterschiedlichen Wickelwinkel also kategorisch zur jeweiligen Schnittebene erfolgt. Eine erste Bewertung der Daten zeigt, dass die Streuung der aufgenommenen Faserwinkel mit zuneh-

mentem Wickelwinkel abnimmt. Dies korreliert mit den Messungen des Biegewinkels. Mit zunehmendem Biegewinkel verlagert das Minimum des Faserwinkels vom Bogen-

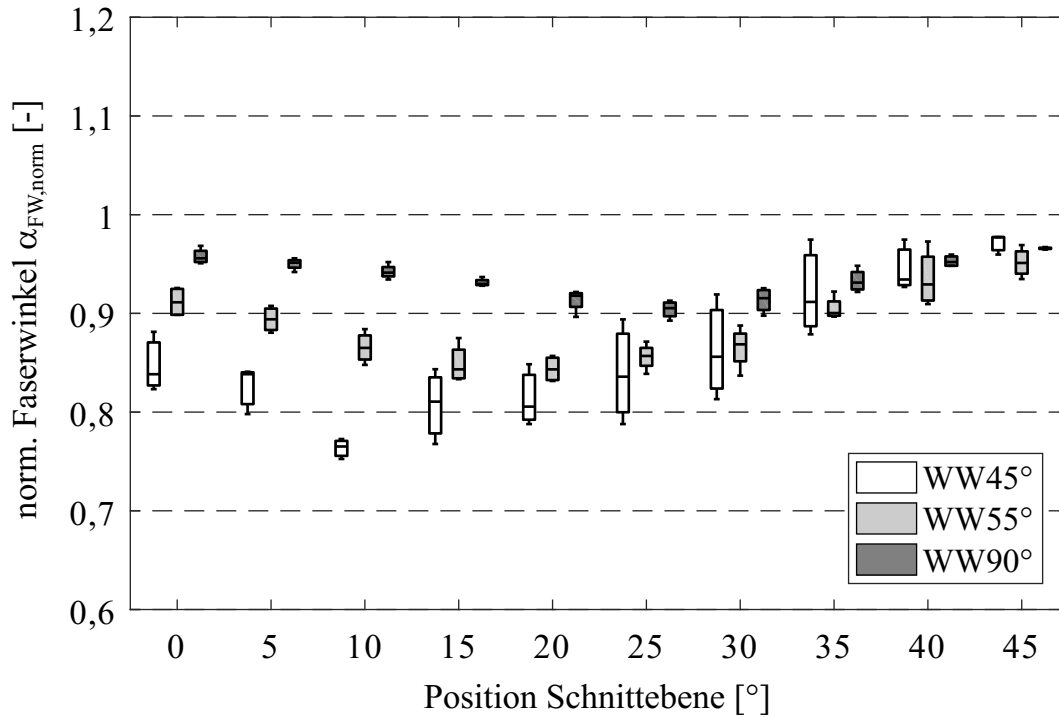


**Abbildung 6.27:** D22x1: Normierter Faserwinkel am Außenbogen mit Biegewinkel  $22,5^\circ$

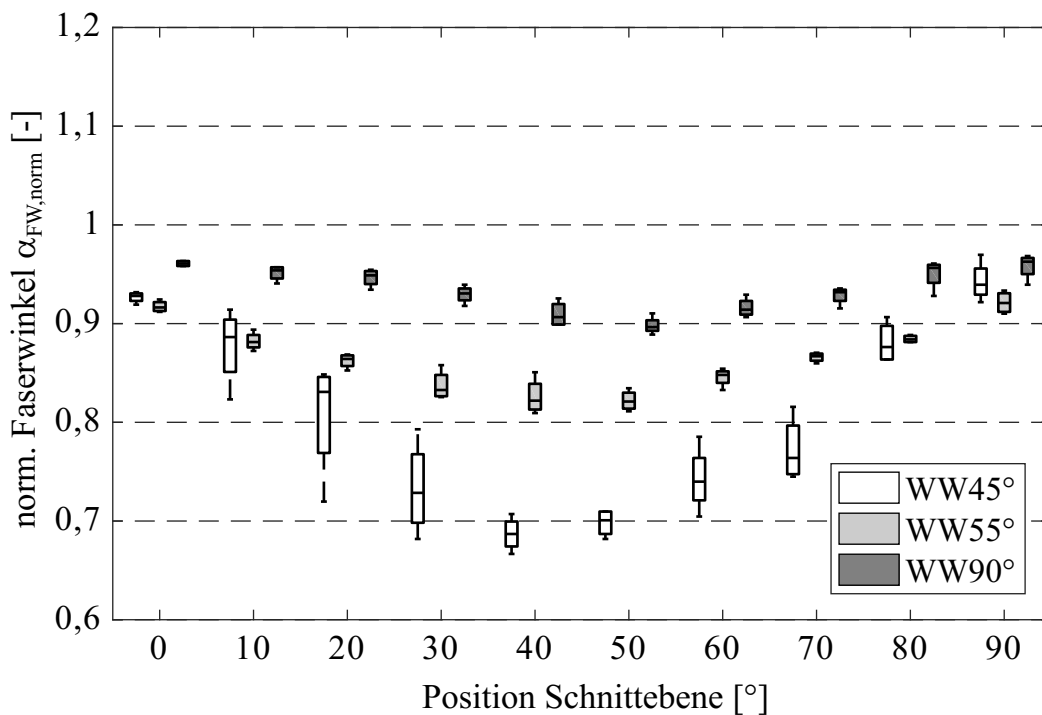
auslauf bei  $0^\circ$  zur Bogenmitte hin. Dabei nimmt die Änderung des Faserwinkels zu, der minimale Faserwinkel wird also geringer. Bei den Nenn-Wickelwinkeln  $45^\circ$  und  $55^\circ$  ist die Änderung des Faserwinkels bei  $0^\circ$  deutlich ausgeprägter als bei  $90^\circ$ . Die Verschiebung des Orts und des Betrags des minimalen Faserwinkels kann Abb. 6.30 entnommen werden. Für diese Darstellung wird die Position des Faserwinkelminimums  $\alpha_{W,FWmin}$  gemäß Gl. 6.12 auf die Winkelhalbierende des jeweiligen Biegewinkels bezogen. Zur Bestimmung des Minimums werden die Medianwerte der einzelnen Versuchsreihen durch eine kubische Interpolation über dem betrachteten Intervall  $[0^\circ; \alpha_{BW}]$  angenähert und deren lokales Minimum bestimmt.

$$\alpha_{W,FWmin, norm} = \frac{\alpha_{W,FWmin}}{\alpha_{BW}/2} \quad (6.12)$$

Die Position des Faserwinkelminimums verlagert sich mit größer werdendem Wickelwinkel hin zur Winkelhalbierenden, beziehungsweise darüber hinaus. Dabei nimmt der Betrag der relativen Faserwinkeländerung mit zunehmendem Wickelwinkel ab. Bei allen Wickelwinkeln steigt die relative Änderung des Faserwinkels mit zunehmendem Biege-

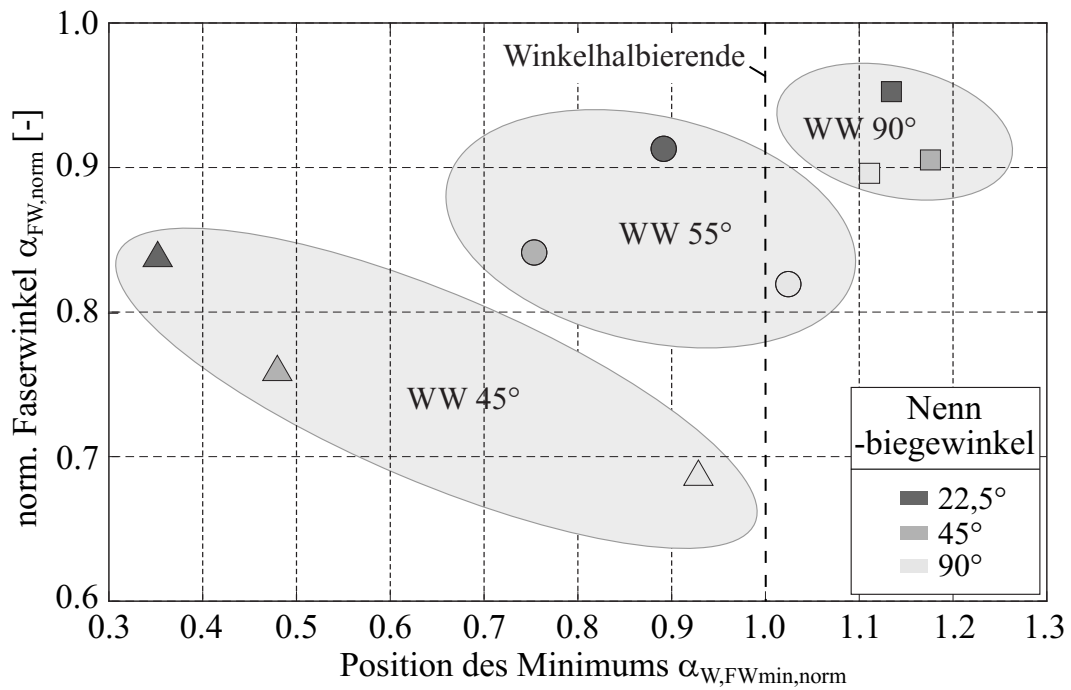


**Abbildung 6.28:** D22x1: Normierter Faserwinkel am Außenbogen mit Biegewinkel 45°



**Abbildung 6.29:** D22x1: Normierter Faserwinkel am Außenbogen mit Biegewinkel 90°

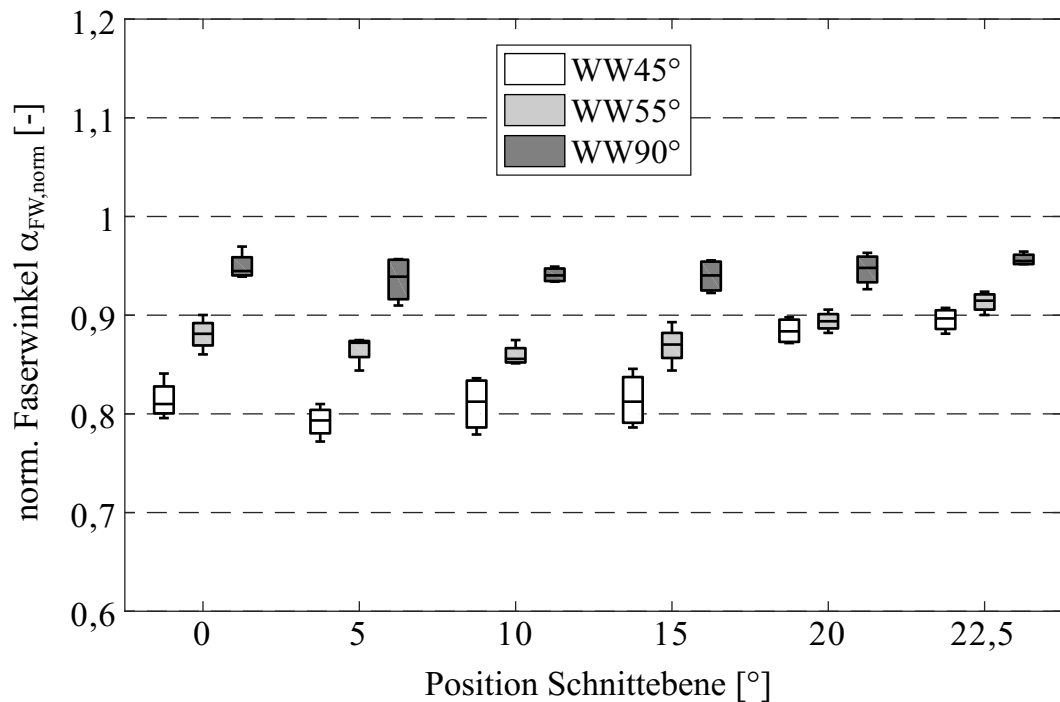
winkel, wobei diese Änderung mit zunehmendem Wickelwinkel immer geringer wird. Während bei den Rohren mit einem Wickelwinkel von 45° noch eine deutliche Tendenz der Faserwinkeländerung bezüglich des Biegewinkels festzustellen ist, ist dies bei den übrigen zwei Varianten nicht der Fall.



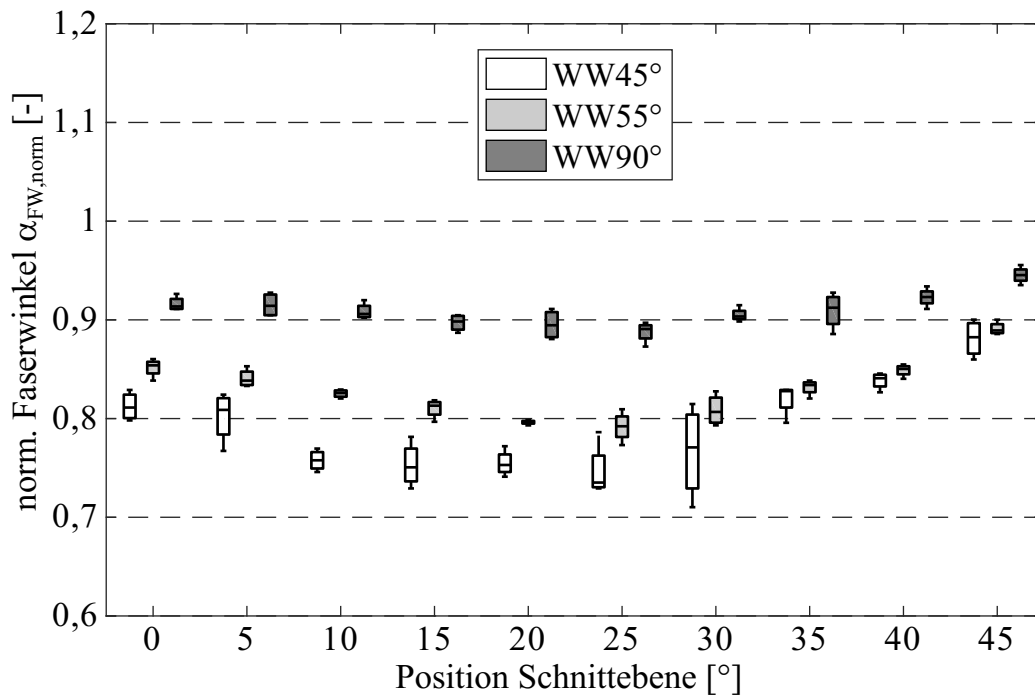
**Abbildung 6.30:** D22x1: Position des Faserwinkelminimums bezogen auf die Halbierende des jeweiligen Biegewinkels

Rohrquerschnitt 22x3

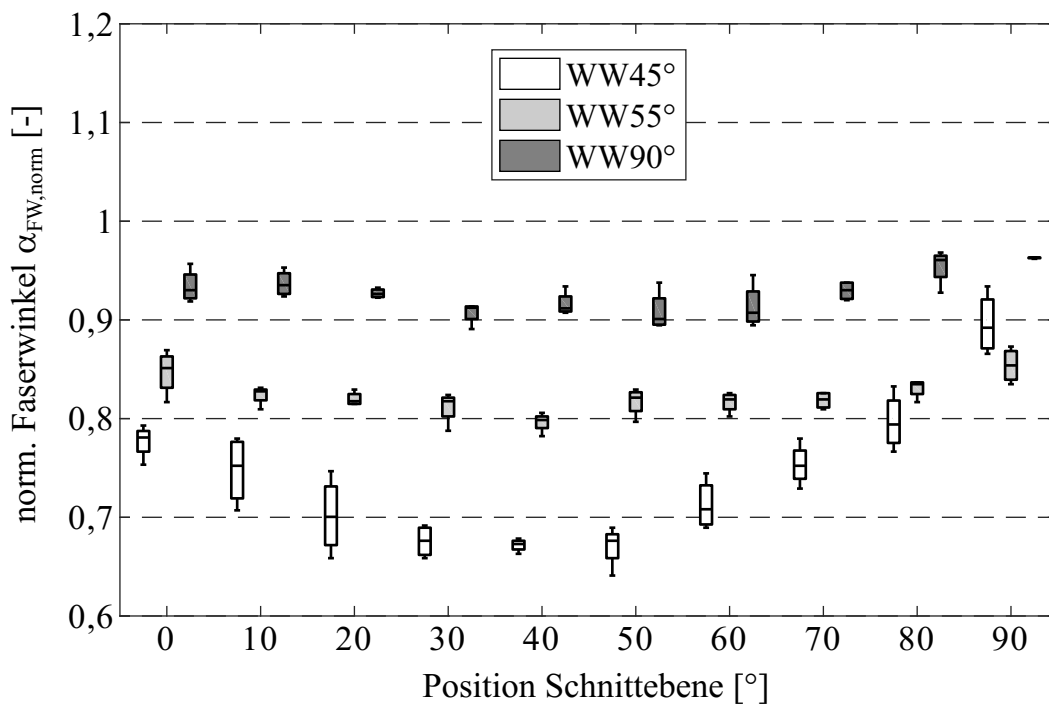
Der Verlauf des normierten Faserwinkels  $\alpha_{FW, norm}$  der Rohre mit dem Querschnitt D22x3 ist in Abb. 6.31, Abb. 6.32 und Abb. 6.33 dargestellt. Bei dem Biegewinkel  $22,5^\circ$  ent-



**Abbildung 6.31:** D22x3: Normierter Faserwinkel am Außenbogen mit Biegewinkel  $22,5^\circ$



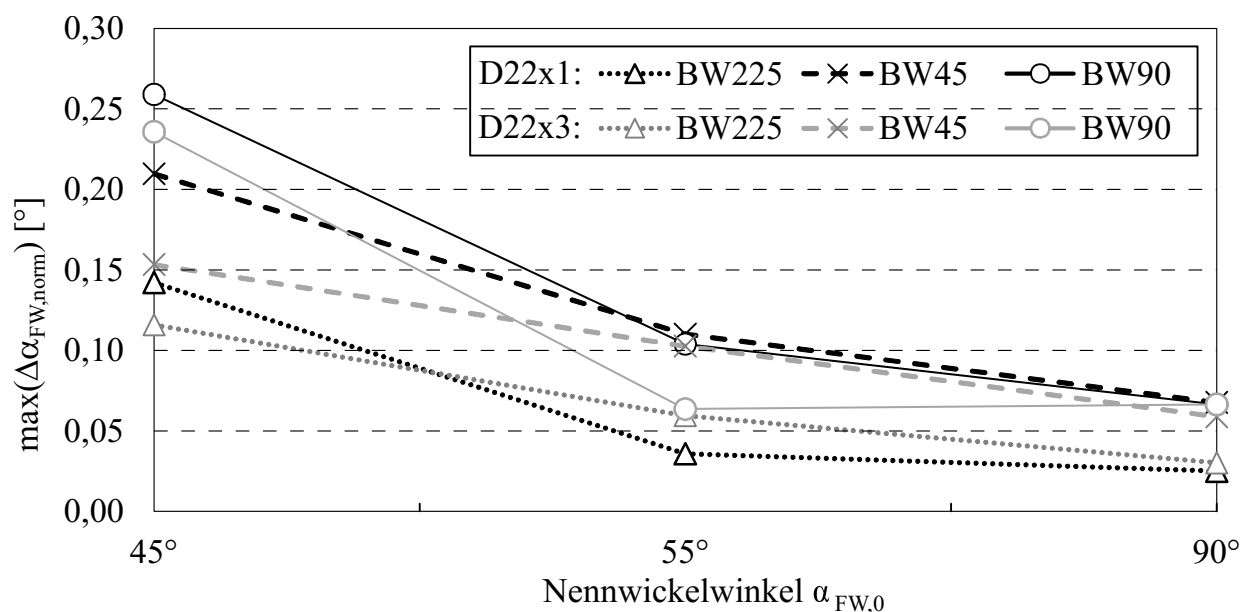
**Abbildung 6.32:** D22x3: Normierter Faserwinkel am Außenbogen mit Biegewinkel 45°



**Abbildung 6.33:** D22x3: Normierter Faserwinkel am Außenbogen mit Biegewinkel 90°

sprechen die grundsätzlichen Verläufe und Charakteristika denen der Rohre mit dem Querschnitt D22x1. Jedoch liegt die Faserwinkeländerung bei den Rohren mit größerer

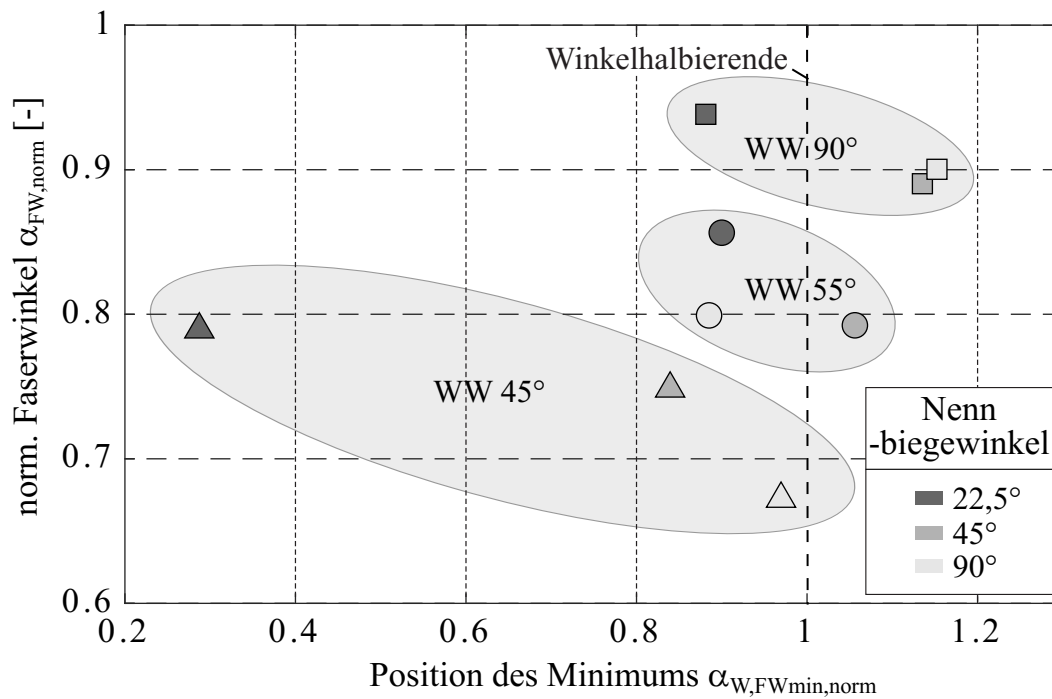
Wanddicke betragsmäßig unter der der dünnwandigen Rohre. Die dickwandigen Rohre weisen also eine über den Bogenverlauf geringere Änderung des Faserwinkels auf als die dünnwandigen Rohre. Der in Abb. 6.34 dargestellte Vergleich der maximalen Differenz des normierten Faserwinkels der Versuchsreihen beider Querschnitte zeigt eine hohe Übereinstimmung der Differenzen über den Biegewinkeln auf, Abweichungen sind hier unter anderem auf die Streuung der Messwerte und Abweichungen der Faserorientierung im Halbzeug zurückzuführen. Dies bedeutet, dass die maximale Faserverschiebung bei den unterschiedlichen Wanddicken sich zwar auf gleichem Niveau befindet, jedoch findet die Faserverlagerung nicht im gleichen Maße in der obersten Lage statt. Die Ver-



**Abbildung 6.34:** Maximale Differenz des normierten Faserwinkels der Querschnitte D22x1 und D22x3

schiebung der Verläufe zu geringeren Werten, also eine durchschnittlich größere Faserwinkeländerung als bei den dünnwandigen Rohren, liegt auch bei dem Biegewinkel 45° vor. Analog zu den dünnwandigen Rohren verschiebt sich die Position von  $\alpha_{FW, norm, min}$  in Richtung Winkelhalbierende (vgl. Abb. 6.35).

Bei den Rohren mit Nennwickelwinkel 45° ist der Unterschied des Faserwinkels am Bogeneinlauf (90°) und -auslauf (0°) deutlich ausgeprägter als bei den übrigen Nennwickelwinkeln. Während diese Differenz bei den dünnwandigen Rohren lediglich 1 % beträgt, sind es bei den dickwandigen Rohren 11 %. Dieser Unterschied rührt maßgeblich aus einem zum Bogenauslauf hin niedrigerem Faserwinkel der dickwandigen Rohre. Position und Lage der Minima des Faserwinkels bei den dickwandigen Rohren verteilen sich grundsätzlich ähnlich denen der dünnwandigen Rohre. Es gilt: Je geringer der



**Abbildung 6.35:** D22x3: Position des Faserwinkelminimums bezogen auf die Winkelhalbierende des jeweiligen Biegewinkels

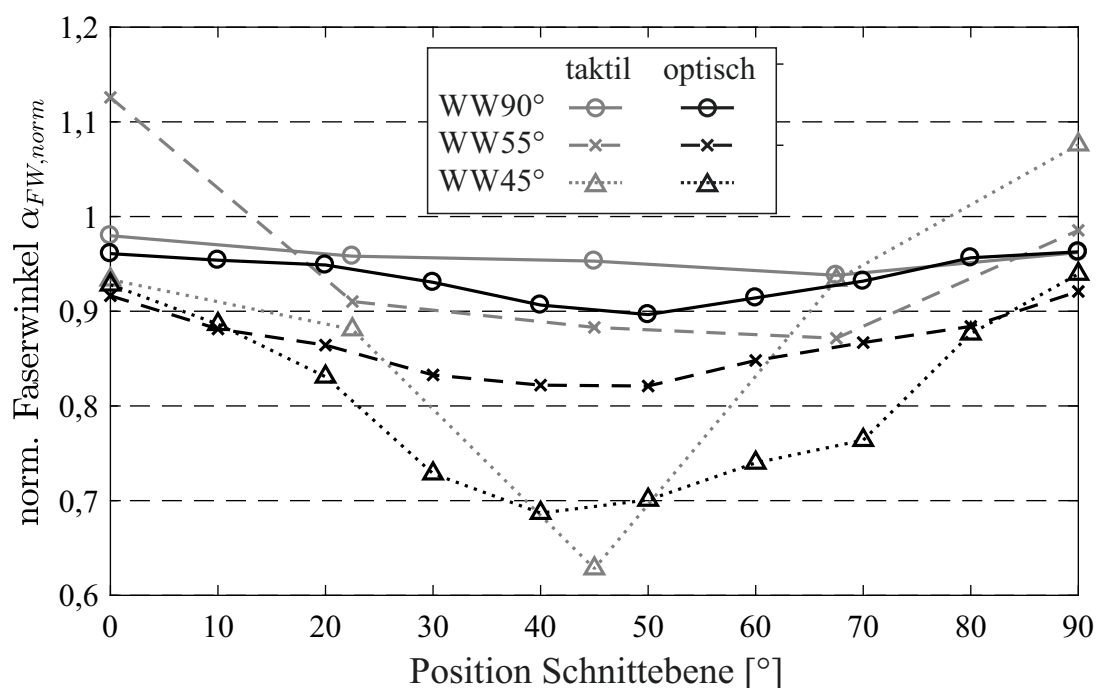
Nennwickelwinkel, desto geringer der minimale normierte Faserwinkel. Auch die Lage des Minimums rückt mit zunehmendem Wickelwinkel weiter zur Winkelhalbierenden. Jedoch ist bei den dickwandigen Rohren diese Tendenz weniger stark ausgeprägt als bei den dünnwandigen Rohren. Dies ist unter anderem auf den Algorithmus zur Bestimmung des Minimums zurückzuführen. Bei den dickwandigen Rohren kommt es bei zunehmendem Biegewinkel zu einer Plateaubildung im Verlauf des normierten Faserwinkels. Dieses Plateau kann durch die für die Ausgleichsrechnung gewählte Funktion nicht als solches dargestellt werden, sondern es entstehen lokale Minima und Maxima. Dadurch ist die Lage des absoluten Minimums innerhalb des Plateaus nicht eindeutig festzulegen. Dies führt zu einer Verschiebung der Position des Minimums entlang der Abszisse.

### 6.3.3 Faserorientierung aus taktiler Vermessung

Die taktile Vermessung der Faserorientierung mittels Tastmessspitze dient der qualitativen Stützung der durch die optische Messung ermittelten Daten. Mittels einer Tastmessspitze werden lokal Faserverläufe abgetastet und als Polylinie aus mehreren Punkten in Form von kartesischen Koordinaten erfasst. Die Orte der Erfassung sind so gewählt, dass sie im Bereich der für die Ermittlung der Rundheit gewählten Ebenen (vgl. Abb. 6.18) liegen. Pro Ebene werden vier Messorte über den Umfang definiert, die den Positionen  $0^\circ$ ,  $90^\circ$ ,  $180^\circ$  und  $270^\circ$  aus Abb. 6.18 entsprechen. Aufgrund teils deutlicher Gratbildung

entlang der Werkzeugtrennebene kommt es bei den Positionen  $90^\circ$  und  $270^\circ$  zu starken Verzerrungen der Fasern, die eine aussagekräftige Messung unmöglich machen. Aus diesem Grund werden nur die Positionen  $0^\circ$  (Innenbogen) und  $180^\circ$  (Außenbogen) für die Analyse ausgewählt. Systembedingt kommt es bei dieser Messung zu einer höheren Streuung, der maximale Fehler der Tastmessspitze beträgt  $0,0346\text{ mm}$ . Bezogen auf die Länge eines zur Auswertung verwendeten Liniensegments von  $5\text{ mm}$  entspricht dies einem maximalen Winkelfehler von  $0,4^\circ$ . Darüber hinaus ist durch die örtliche Begrenzung des Messfeldes die Empfindlichkeit gegenüber lokalen Ondulationen erheblich gesteigert. Die so ermittelten Messwerte können quantitativ dort nicht sinnvoll ausgewertet werden, wo die Streuung erheblich ist. Zur Darstellung der Messwerte werden die jeweils aus einer Versuchsreihe ermittelten Faserorientierungen in Form des normierten Faserwinkels  $\alpha_{FW, norm}$  (vgl Gl. 6.11) verarbeitet und mittels Boxplots visualisiert.

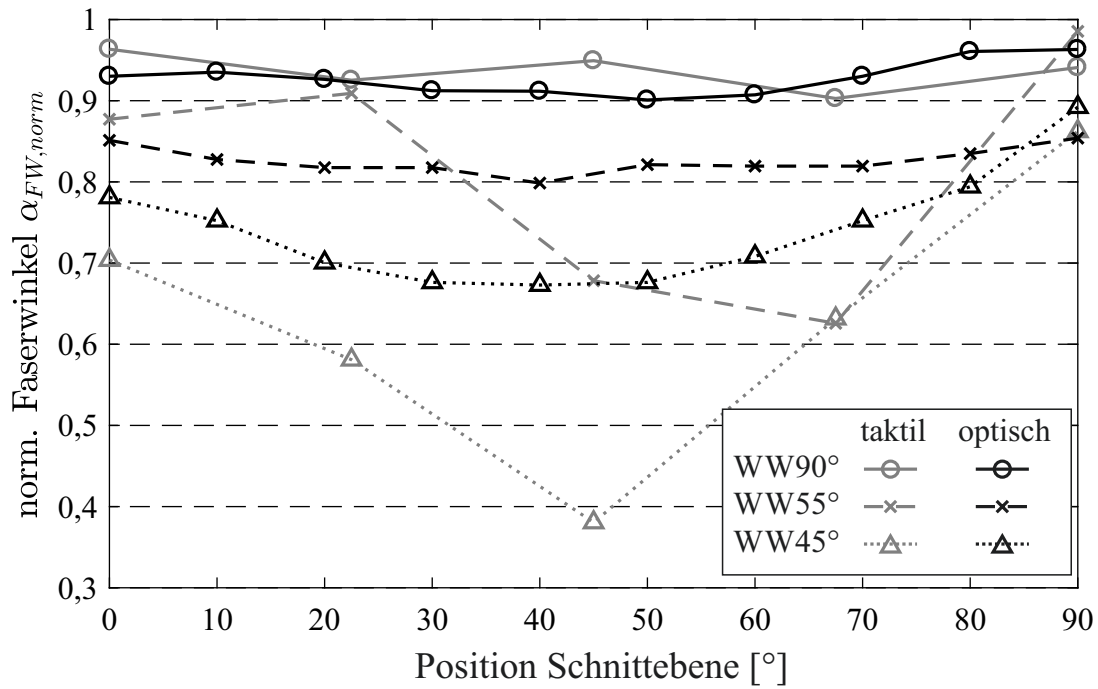
Eine Validierung der Messmethode erfolgt über den Vergleich mit den Ergebnissen der optischen Vermessung. Dazu sind in Abb. 6.36 und Abb. 6.37 die Ergebnisse der optischen und taktilen Messung in Form der Mediane der Versuchsreihen in einem Diagramm aufgetragen. Bei allen Messreihen stimmen die Messergebnisse qualitativ



**Abbildung 6.36:** Normierter Faserwinkel  $\alpha_{FW, norm}$  entlang des Rohraußenbogens, Rohrquerschnitt D22x1, Biegewinkel  $\alpha_{BW} 90^\circ$

überein. Jedoch unterscheiden sich die Ergebnisse der unterschiedlichen Messmethoden quantitativ deutlich voneinander. Insbesondere bei den Wickelwinkeln  $45^\circ$  und  $55^\circ$  des Querschnitts D22x3 liegen die Ergebnisse um bis zu 30 % des Wickelwinkels ausein-

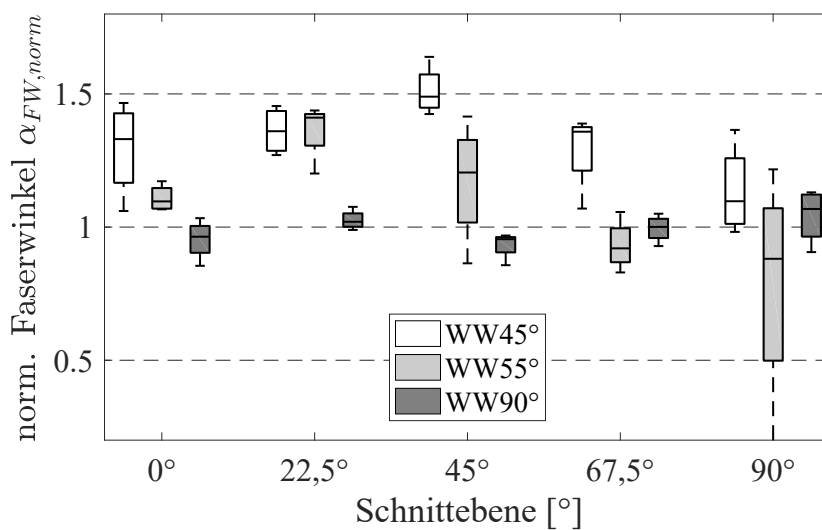




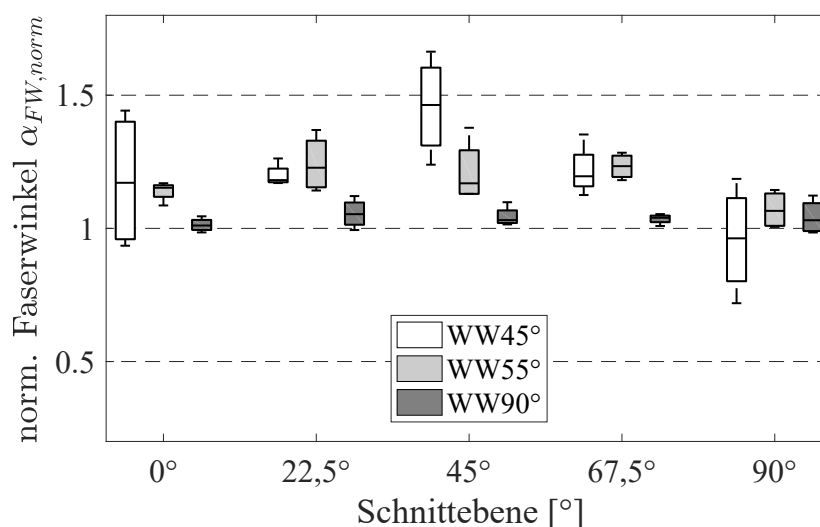
**Abbildung 6.37:** Normierter Faserwinkel  $\alpha_{FW, norm}$  entlang des Rohraußenbogens, Rohrquerschnitt D22x3, Biegewinkel  $\alpha_{BW}$  90°

ander. Die Ergebnisse der Versuchsreihen mit Querschnitt D22x1 zeigen eine höhere Übereinstimmung. Der Unterschied in der Übereinstimmung der Ergebnisse ist vor allem auf die Oberflächenbeschaffenheit der Rohre zurückzuführen, die Oberfläche der Rohre mit Querschnitt D22x3 sind rauer (vgl. Abschnitt 6.2).

Abb. 6.38 und Abb. 6.39 zeigen den ermittelten normierten Faserwinkel an den entsprechenden Schnittebenen am Innenbogen bei einem Biegewinkel von 90°. Der Ver-

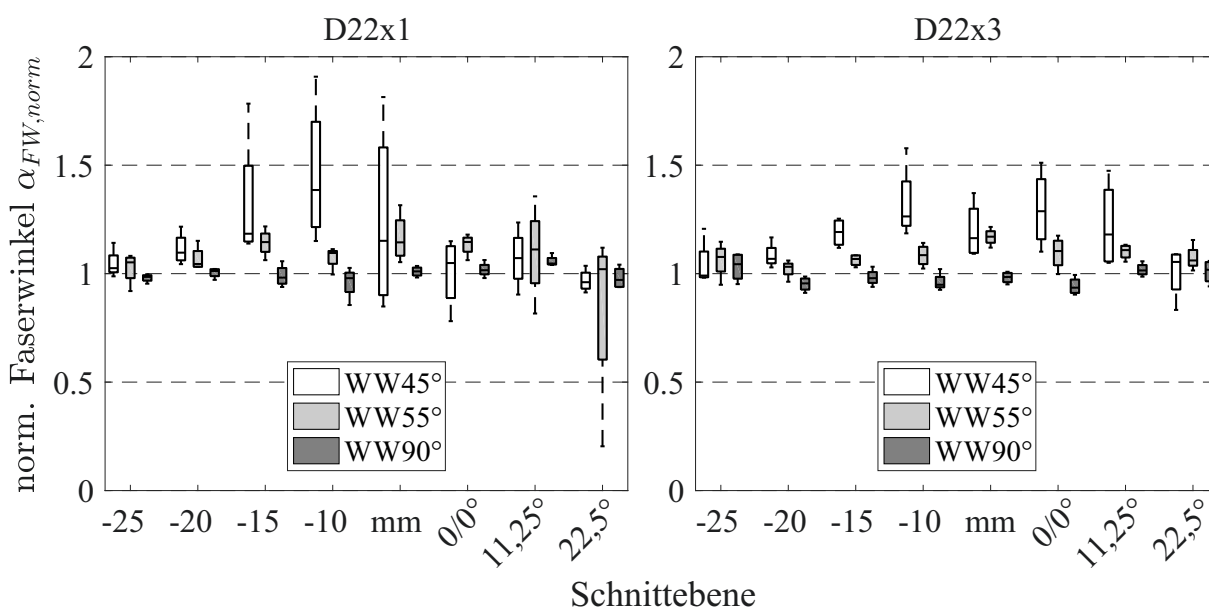


**Abbildung 6.38:** Normierter Faserwinkel  $\alpha_{FW, norm}$  entlang des Rohrinnebogens aus taktilem Messung, Rohrquerschnitt 22x1, Biegewinkel  $\alpha_{BW}$  90°



**Abbildung 6.39:** Normierter Faserwinkel  $\alpha_{FW, norm}$  entlang des Rohrrinnenbogens aus taktilel Messung, Rohrquerschnitt 22x3, Biegewinkel  $\alpha_{BW}$  90°

gleich der resultierenden Faserwinkel am Innenbogen liefert in Übereinstimmung mit den Ergebnissen der optischen Messung am Außenbogen eine umso stärkere Änderung des Faserwinkels, je kleiner der Wickelwinkel ist. Des Weiteren ist die Faserverlagerung über den gesamten Bogen umso homogener, je größer der Wickelwinkel ist. Bei den Biegewinkeln 22,5° und 45° wurde ergänzend die Faserorientierung in einem Bereich von 25 mm vor Bogeneinlauf (0°) ermittelt, wie in Abb. 6.40 für den Innenbogen (Umfangsposition 0°) dargestellt. In diesem Bereich ist die Matrix ebenfalls aufgeschmolzen,



**Abbildung 6.40:** Normierter Faserwinkel  $\alpha_{FW, norm}$  entlang des Rohrrinnenbogens und 25 mm vor Bogeneinlauf aus taktilel Messung bei Nennbiegewinkel 22,5°

sodass eine Faserverlagerung prinzipiell stattfinden kann. Bei einem Biegewinkel von  $22,5^\circ$  befindet sich bei den Rohren mit Nennwickelwinkel  $45^\circ$  und  $55^\circ$  das Maximum der Faserverlagerung noch vor der Biegezone. Für die Rohre mit Nennwickelwinkel  $90^\circ$  ist dies nicht zutreffend, hier liegt das Maximum bereits innerhalb des gebogenen Bereichs. Der Verlauf des Faserwinkels zeigt, dass die Verlagerung der Verstärkungsfasern bereits in dem vorgenannten, aufgeschmolzenen Bereich, also vor der eigentlichen Biegezone erfolgt. Es existiert somit eine Umformzone, innerhalb derer die Fasern bereits verlagern, obwohl dort noch keine Biegeumformung stattfindet. Da die Verlagerung das Aufschmelzen der Matrix voraussetzt, ist diese Umformzone direkt von der Temperatur abhängig. Somit stellt die Länge der Aufheizzone eine wichtige Einflussgröße auf das Formverhalten der CFRTP-Rohre dar.

#### 6.3.4 Fazit aus der Analyse der Faserorientierung

Die Analyse der Faserorientierung im gebogenen Rohr dient dem Nachweis von Formmechanismen, die die Formung der CFRTP-Rohre ermöglicht. Insbesondere die Formmechanismen Zwischenlagengleiten und Innerlagenschering sind unmittelbar mit der Faserorientierung verknüpft.

Die Änderung des Faserwinkels bestätigt grundlegend das Auftreten des Zwischenlagengleitens. Die Unterschiede der Änderung der Faserorientierung über den Rohrbogen zwischen dünnwandigen und dickwandigen Rohren lässt den Schluss zu, dass durch das Vorhandensein mehrerer Gleitsysteme aufgrund der höheren Anzahl an Wickellagen das Formvermögen der Rohre erhöht wird. Voraussetzung dafür ist die Fließfähigkeit der Matrix in allen Lagen. Für diesen Mechanismus spricht auch die weniger stark ausgeprägte Querschnittänderung der dickwandigen Rohre. Die Deformation der Rohrquerschnitte bei Nennwickelwinkeln von  $45^\circ$  zeigt, dass die Verlagerung der Faser entlang eines konstanten Rohrradius nicht ausreichend ist, um die Formung zu ermöglichen. Es existiert somit eine Untergrenze für den Nennwickelwinkel, unterhalb dessen eine Verlagerung nicht mehr möglich ist.

Für die Innerlagenscherung kann kein direkter Nachweis erfolgen. Durch den Nachweis eines dehnungsneutralen Pfades entlang der Werkzeuggrennlinie, dem Nachweis der Änderung der Faserorientierung und der Annahme einer dehntarren Faser folgt allerdings für die Fasern innerhalb eines Tapeabschnitts am Innen- und Außenbogen, dass eine Bewegung der Fasern in Längsrichtung relativ zueinander erfolgen muss.

Zusammenfassend sind in Tab. 6.4 die Formmechanismen und deren Nachweis aufgeführt.

**Tabelle 6.4:** Nachweis der Formmechanismen in CFRTP-Rohren

Formmechanismus	schematische Darstellung	Nachweis
Innerlagenscherung		<b>indirekter Nachweis:</b> Nachweis dehnungsneutraler Pfad und Nachweis Faserverlagerung → Tapeverbreiterung/-versmälnerung am Außen- und Innenbogen
Zwischenlagengleiten		<b>direkter Nachweis:</b> Faserverlagerung über Rohrbogen → Veränderung des Differenzwinkels $\Delta_{i+1}^i \alpha_{FW}$
transversales Matrixfließen		<b>ohne Nachweis:</b> kein Nachweis getrennt von anderen Formmechanismen
Matrixperkolation		<b>direkter Nachweis:</b> matrixreiche und matrixarme Schichten nach Biegung



# 7 Modell zur Beschreibung der Faserverlagerung

Das Kapitel *Modell zur Beschreibung der Faserverlagerung* stellt die Entwicklung des aus den Biegeversuchen und den ermittelten Formmechanismen abgeleiteten Modells dar. Einleitend werden die grundlegenden Ansätze bezüglich Randbedingungen und Art des Modells geschildert. Anschließend wird das mathematische Modell entwickelt. Das Modell wird final anhand vorhandener Messergebnisse validiert und der Gültigkeitsbereich beschrieben.

## 7.1 Theoretischer Ansatz zur Beschreibung

Kommerziell verfügbare Software zur Berechnung des Formverhaltens von CFRTP ist bisher stark auf flächige Halbzeuge und deren Formprozesse fokussiert. Die in diesen Halbzeugen auftretenden Formmechanismen wurden zwar auch bei CFRTP-Rohren festgestellt (vgl. Abschnitt 6.1), jedoch unterscheiden sich die anzuwendenden Randbedingungen. Insbesondere stellt das durch das Biegen des Rohrs hergestellte Bauteil einen Torus dar. Dieser ist geometrisch eine nicht abwickelbare Oberfläche, sodass die für flächige Halbzeuge geltenden geometrischen Randbedingungen nicht erfüllt sind (vgl. Unterabschnitt 2.2.4).

Der in dieser Arbeit verfolgte Modellansatz ist den in Unterabschnitt 2.2.4 vorgestellten Mapping-Ansätzen zuzuordnen. Es wird demnach kein konstitutives Materialgesetz entwickelt oder angewandt. Die für ein konstitutives Materialgesetz vorliegenden Kenntnisse zu den thermischen, chemischen und mechanischen Vorgängen während der Erwärmung, Umformung und Abkühlung, insbesondere tribologische und rheologische Randbedingungen und Kennwerte, sind bislang in vielerlei Belangen unzureichend. Hinzu kommen die selbst bei etablierten Faserverbundwerkstoffen und -prozessen herausfordernde Ermittlung allgemeingültiger Kennwerte und deren Abbildung in der Simulation. Aus diesem Grund wird ein kinematisches Modell entwickelt, das keine Materialkennwerte benötigt. Das Modell wird auf Basis des durch die Biegeversuche gewonnenen Wissens bezüglich der nachgewiesenen Formmechanismen entwickelt und anschließend anhand der Messergebnisse der Biegeversuche validiert.

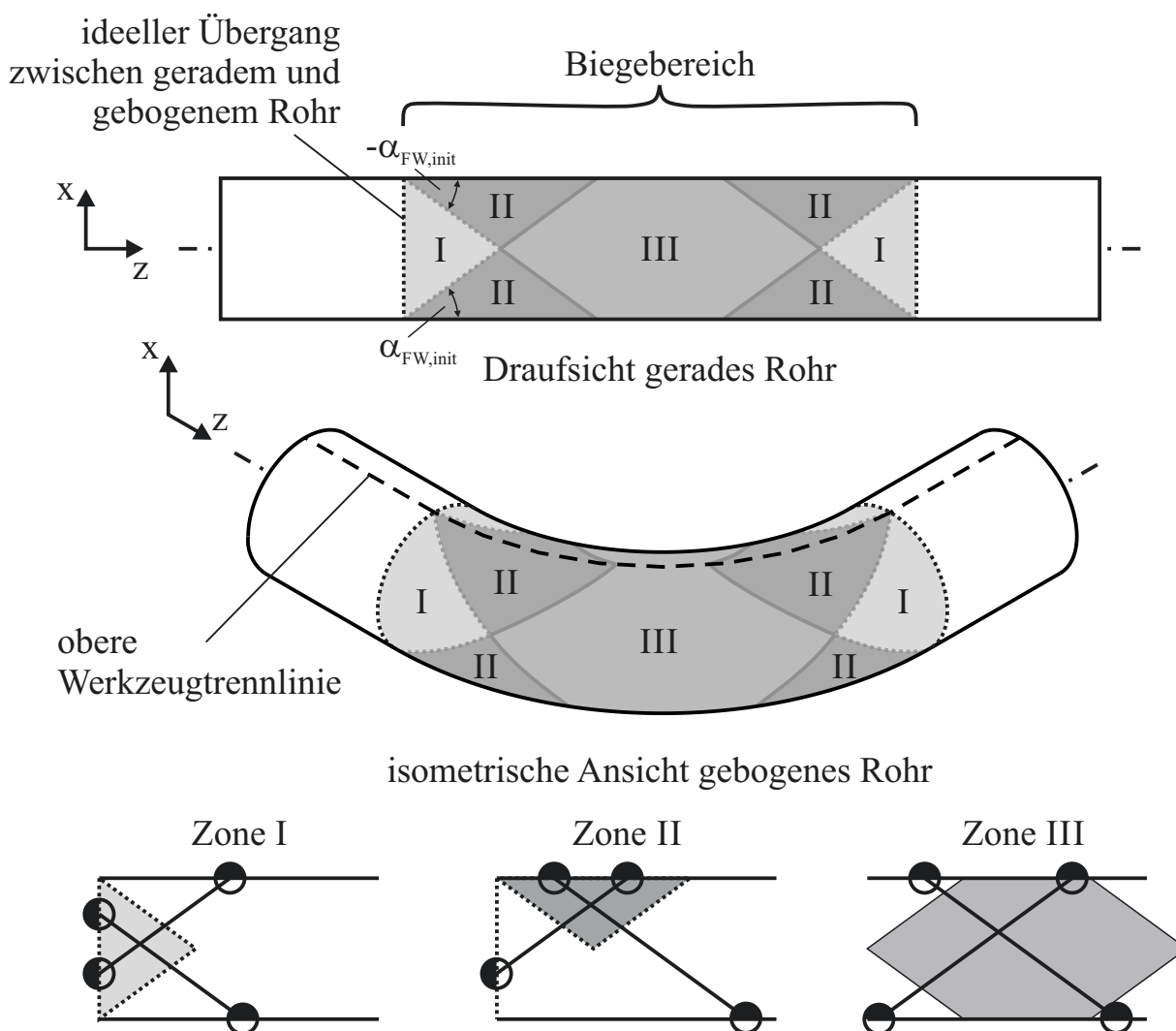
Die in Kapitel 6 beschriebenen Formmechanismen ermöglichen die Formung des Rohrbogens. In der qualitativen Auswertung werden das Zwischenlagengleiten und die Innerlagenschерung als Hauptmechanismen identifiziert. Ein signifikanter Einfluss des transversalen Matrixfließens kann anhand der in dieser Studie durchgeführten Versu-

che und Analysen nicht nachgewiesen werden und wird daher bei der Modellbildung nicht weiter berücksichtigt. Auch die Matrixperkolation führt in der Größenordnung der Versuche nur zu sehr geringen geometrischen Änderungen, die ebenfalls von den makroskopischen Schermechanismen der Fasern überlagert und dominiert werden. Zudem stellt die, durch das Untermaß des Biegedorns und dessen Formänderung unter Biegung, mögliche Querschnittänderung einen geometrisch um eine Größenordnung größeren Einflussparameter dar. Aus diesem Grund werden nur die Hauptmechanismen für die Modellbildung herangezogen.

Grundlage des Modells ist die Unterteilung des Rohrbogens in drei Zonen unterschiedlicher Randbedingungen. Die Unterteilung entspricht den über den Biegeprozess veränderlichen Randbedingungen der in der Umformzone befindlichen Fasern und setzt alternierende Wickelrichtungen mit betragsmäßig gleichen Wickelwinkeln voraus. Die Betrachtung erfolgt für jeweils einen Halbbogen (Innen- und Außenbogen), die durch die ideelle Trennlinie zwischen geradem und gebogenem Rohr und den Werkzeugtrennlinien begrenzt sind. Schematisch ist dies in Abb. 7.1 dargestellt. Im Bogeneinlauf und -auslauf befindet sich **Zone I**, innerhalb derer keine Einzelfaser den kompletten Halbkreis des Außen- oder Innenbogens abdeckt. Dies betrifft alle Fasern beider Wickelrichtungen ( $\pm\alpha_{FW, \text{init}}$ ). Die Fasern innerhalb dieser Zone enden auf der ideellen Linie zwischen gebogenem und geradem Rohr sowie der Werkzeugtrennlinie. Die Fasern sind im Übergang zum geraden Rohr in ihrer Bewegung eingeschränkt. Außerdem sind die Fasern entlang der Werkzeugtrennlinie kinematisch gebunden, da dort entsprechend der idealisierten Biegetheorie keine Dehnung vorliegt und die Änderung des Faserwinkels das Vorzeichen wechselt. Die Größe dieser Zone wird aus dem Wickelwinkel im geraden Rohr  $\alpha_{FW, \text{init}}$  bestimmt.

**Zone II** umfasst den Bereich, innerhalb dessen die Einzelfasern einer Wickelrichtung einen kompletten Halbkreis abdecken, die Enden demnach auf der oberen und unteren Werkzeugtrennlinie liegen, während die Fasern der entgegengesetzten Wickelrichtung im Bogeneinlauf bzw. -auslauf enden. Die untersuchten Rohre wurden durch Umfangswickeln hergestellt, sodass innerhalb einer Wickellage keine Kreuzungspunkte existieren. Daraus folgt, dass innerhalb einer Lage gemäß des Mappingansatzes kein Unterschied zwischen Zone II und Zone III existiert, da der Einfluss der alternierenden Wickelrichtung an dieser Stelle in Form von rheologischen und tribologischen Mechanismen zwischen den Lagen auf die finale Faserausrichtung einwirkt. Diese Mechanismen sind jedoch nicht Teil der Betrachtung.

In **Zone III** befinden sich ausschließlich Fasern, die eine halbe Windung zwischen den Positionen  $90^\circ$  und  $270^\circ$  abdecken. Diese Fasern sind entlang der oberen und unteren Werkzeugtrennlinie in ihrer Position definiert, die sich entlang der neutralen Faser nicht

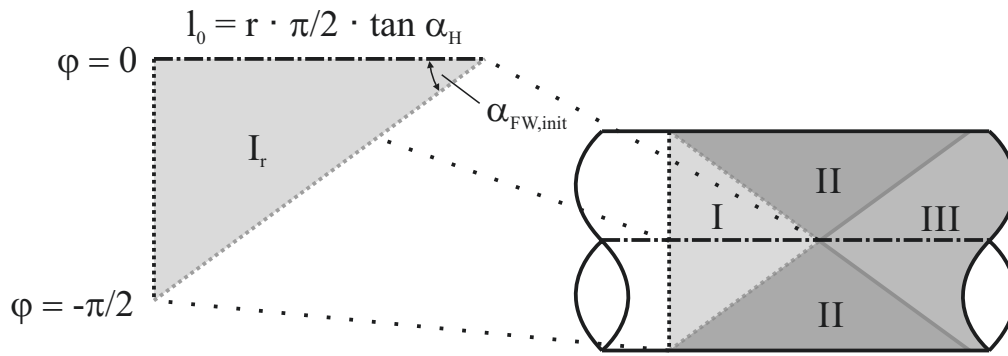


**Abbildung 7.1:** Unterteilung des Biegebereichs in drei Zonen unterschiedlicher Randbedingungen

ändert.

In Zone II kommt es bei alternierendem Wickelwinkel zu unterschiedlichen Randbedingungen zwischen zwei Wickellagen. Dies kann die Verlagerung der Fasern in Zone II beeinträchtigen. Da die Mechanik zum Gleiten der Lagen untereinander nicht betrachtet wird, entspricht Zone II in der nachfolgenden Betrachtung Zone III. Entlang der Grenzlinie zwischen Zone I und Zone II muss die Faserverlagerung für beide Zonen identisch sein. Somit ist Zone III durch die Bestimmung der Faserorientierung entlang dieser Grenzlinie vollständig bestimmt. Unter der Annahme, dass entlang der durch Innen- und Außenbogen verlaufenden Mittelebene (Biegeebene) bezüglich des Dehnungsfeldes Symmetrie vorliegt, sind die Faserpositionen entlang des Außen- und Innenbogens definiert. Somit kann Zone I reduziert werden und es folgt die in Abb. 7.2 abgebildete reduzierte Zone  $I_r$ , die die Berechnung der Faserorientierung entlang des Rohrbogens ermöglicht. Da ein sprunghafter Anstieg der Krümmung physikalisch ausgeschlossen ist, muss der in Unterabschnitt 6.2.4 dargestellte Übergangsbereich existieren. Prozessseitig





**Abbildung 7.2:** Reduzierte Zone I zur Berechnung der Faserorientierung im Rohrbogen

wurde dies zudem durch eine geringfügig über den theoretischen Biegebereich hinaus reichende Aufheizzone berücksichtigt und in Unterabschnitt 6.3.3 messtechnisch nachgewiesen. Dieser Übergangsbereich muss zwingend im hier gewählten Modellansatz berücksichtigt werden, da ein reines Mapping auf die Torusoberfläche zu gleichförmigen Faserverlagerungen führen und damit zu einem konstanten resultierenden Faserwinkel entlang einer zur Torusmittellinie parallelen und auf der Torusoberfläche befindlichen Kurve führen würde. Zudem wird die Änderung des Rohrquerschnitts im Modell berücksichtigt, da insbesondere bei niedrigen Wickelwinkeln die Verlagerung der Fasern nur durch Änderung des Querschnitts möglich ist. Im realen Prozess ist diese Verlagerung durch das Untermaß des Biegedorns und dessen Deformation unter Biegebeanspruchung möglich.

## 7.2 Geometrische Beschreibung der Faserverlagerung

Das nachfolgend erläuterte Modell wird in mehreren Stufen erarbeitet. Zu Beginn wird die Faser in Form einer Helix auf einem Zylinderabschnitt beschrieben. Im Anschluss wird die derart beschriebene Kurve auf ein Torusinkrement übertragen. Dem so durchgeführten Mapping wird abschließend eine laterale Verlagerung der Kurvenpunkte überlagert, die die Verlagerung der Faser im geraden, noch nicht gebogenen Teil des Rohrs berücksichtigt. Für diesen Zweck wird eine Übergangszone eingeführt, aus der die Verlagerung der Faser bereits im Übergang zwischen geradem und gebogenem Rohr resultiert.

Zur Berechnung der Faserorientierung nach dem Biegen werden die Faserverläufe in Zone  $I_r$  berechnet (vgl. Abb. 7.2). Diese Zone wird initial auf einem geraden Kreiszyylinder definiert. Den Rand der Zone bilden dann drei Seiten, die durch den Viertelkreis des Zylinders  $\Delta\varphi = \pi/2$ , die den Faserverlauf beschreibende Helix  $X_H$  auf dem Viertelkreis und die Endpunkte der diese beiden Kurven verbindenden Linie, deren Länge der Ganghöhe der Helix  $h$  entspricht, beschrieben sind. Der Gangwinkel der Helix  $\alpha_H$

ist beschrieben durch

$$\alpha_H = 90^\circ - \alpha_{FW,init} \quad (7.1)$$

und die Ortskurve der Helix wird wie folgt formuliert:

$$\mathbf{X}_H = \begin{pmatrix} r \cdot \cos(\varphi) \\ r \cdot \sin(\varphi) \\ r \cdot \varphi \cdot \tan \alpha_H \end{pmatrix} \quad (7.2)$$

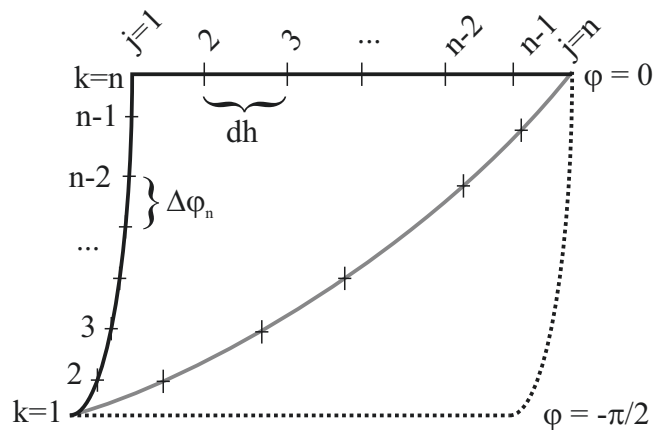
Die Bogenlänge diese Helixabschnitts  $s_H$  ist bestimmt durch

$$s_H = r \cdot \Delta\varphi \cdot \sqrt{1 + \tan^2 \alpha_{FW,init}} \quad (7.3)$$

Der Umfangswinkel  $\Delta\varphi$  wird in  $n - 1$  Inkremente unterteilt. Jeder der so entstehenden Punkte  $x_k(\varphi_k)$  auf dem Viertelkreis ist Startpunkt einer Helix, wobei die Endpunkte der Helices jeweils bei  $\varphi_{k=n} = 0$  (Außenbogen) bzw.  $\varphi_{k=n} = \pi$  (Innenbogen) liegen und äquidistant verteilt sind (vgl. Abb. 7.3), da durch die konstante Steigung der Helix aus der Diskretisierung  $n - 1$  gleichgroße Intervalle entlang der z-Koordinate der Helix resultieren. Die jeweilige Helix kann nach Gl. 7.4 formuliert werden.

$$\mathbf{x}_{H,k,j} = \begin{pmatrix} r \cdot \cos(\varphi_{k,j}) \\ r \cdot \sin(\varphi_{k,j}) \\ r \cdot \varphi_{k,j} \cdot \tan \alpha_H \end{pmatrix}, k = 1 \dots n - 1, j = 1 \dots n - k + 1 \quad (7.4)$$

Der Torusparameter  $\Phi$  wird eingeführt, durch den ein Torus gemäß Gl. 7.5 parametrisiert



**Abbildung 7.3:** Diskretisierung der Zone  $I_r$  auf einer Zylinderoberfläche

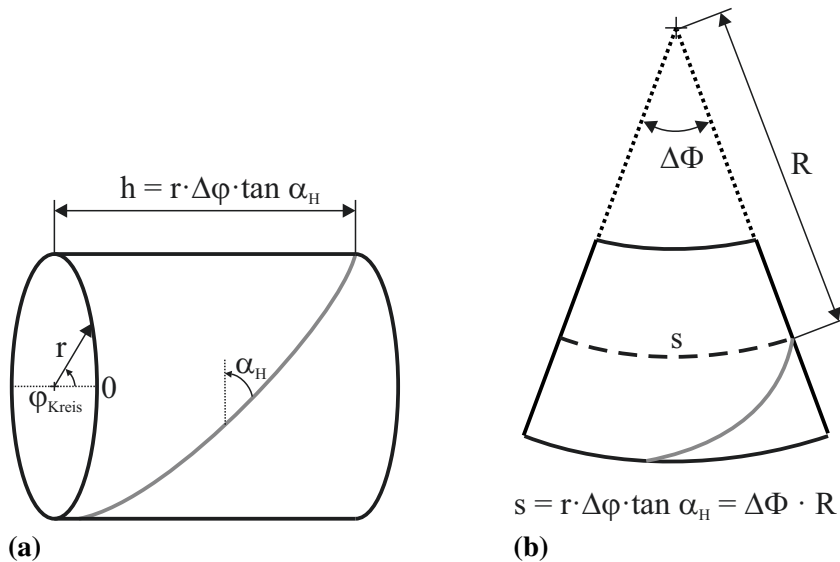
werden kann.

$$\mathbf{X}(\varphi, \Phi) = \begin{pmatrix} (R + r \cos \varphi) \cos \Phi \\ (R + r \cos \varphi) \sin \Phi \\ r \sin \varphi \end{pmatrix} \quad (7.5)$$

Unter der Annahme, dass die Werkzeugtrennlinie zugleich die Position des dehnungsneutralen Pfades darstellt, kann das Zylindersegment in ein Torussegment überführt werden. Dazu wird gemäß Gl. 7.6 die Länge des Zylindersegments mit der Bogenlänge der Mittellinie des Torus gleichgesetzt und der Toruswinkel bestimmt.

$$\Delta\Phi = \frac{r \cdot \Delta\varphi_{\text{Kreis}} \cdot \tan \alpha_H}{R} \quad (7.6)$$

Es entsteht das in Abb. 7.4b dargestellte Torussegment, das analog zum Zylindersegment (Abb. 7.4a) diskretisiert ist. Gemäß des Mappingansatzes in Gl. 7.7 werden die



**Abbildung 7.4:** Proportionales Torus- (a) und Helixsegment (b)

diskreten Helixkurven auf den Torus übertragen.

$$\mathbf{X}_{T,k,j} = \begin{pmatrix} (R + r \cos \varphi_{k,j}) \cos \Phi_j \\ (R + r \cos \varphi_{k,j}) \sin \Phi_j \\ r \sin \varphi_{k,j} \end{pmatrix} \text{ mit } k = 1 \dots n - 1, j = 1 \dots n - k + 1 \quad (7.7)$$

Aus der Parametrisierung der Torusoberfläche gemäß Gl. 7.5 folgt die Gauß'sche Krümmung des Torus in Gl. 7.8

$$\kappa = \frac{\cos \varphi}{r(R + r \cdot \cos \varphi)} \quad (7.8)$$

Es folgt daraus, dass die Krümmung entlang einer zu den Äquatoren des Torus identischen oder parallelen Kurve konstant ist. Für die Krümmung am Innen- ( $\varphi = \pi$ ) und Außenbogen ( $\varphi = 0$ ) folgt, dass die Krümmung am Außenbogen stets geringer ist als die Krümmung am Innenbogen, solange  $r > 0$  gilt. Das Krümmungsverhältnis von Außen- zu Innenbogen wird nach Gl. 7.9 berechnet.

$$K_{\kappa} = \frac{\kappa_{\varphi=0}}{\kappa_{\varphi=\pi}} \quad (7.9)$$

$$K_{\kappa} = -0,6 \text{ mit } R = 44, r = 11 \quad (7.10)$$

Da die Krümmung entlang eines Pfades mit  $\varphi = \text{konst.}$  unverändert bleibt, würde aus einer reinen Betrachtung der aus dem Mapping hervorgehenden Verschiebungen der Helix auf der Torusoberfläche entlang dieses Pfades ein konstanter Faserwinkel resultieren. Der so erforderliche Krümmungssprung zwischen geradem und gebogenen Rohr ist physikalisch nicht möglich (vgl. Abschnitt 2.4 und Unterabschnitt 6.2.4), zudem zeigen die ermittelten Faserorientierungen eine deutliche Änderung des Faserwinkels über den Rohrbogen.

Dieser Diskrepanz wird im Modell mit der Einführung einer Übergangszone begegnet, innerhalb derer die Fasern auch außerhalb des Biegebereichs die Lage ändern können. Dazu wird die Länge der Übergangszone  $l_{\text{UZ}}$  eingeführt. Innerhalb der Übergangszone kann die Einzelfaser die Lage verändern, was zu einer Verschiebung des Startpunkts der Einzelfaser im Torussegment führt. Es wird gemäß Gl. 7.11 die Randbedingung aufgestellt, dass die Übergangszone nicht länger sein darf als die Ganghöhe der durch die Faser gebildeten Helix über dem Viertelkreis oder die vorgegebene Länge  $l_{\text{UZ,max}}$

$$l_{\text{UZ}} = \min \{ l_{\text{UZ,max}}, r \cdot \pi/2 \cdot \tan \alpha_{\text{H}} \} \quad (7.11)$$

Für jede Einzelfaser  $\mathbf{x}_{\text{T},k}$  wird der weitere Verlauf in die Übergangszone hinein extrapoliert. Mit der Startposition  $\varphi_{k,1}$  und der Länge der Übergangszone wird die Endposition der Einzelfaser am Rand der Übergangszone aus Gl. 7.12 bestimmt.

$$\varphi_{\text{UZ},k} = \frac{-l_{\text{UZ}}}{\tan \alpha_{\text{H}}} + \varphi_{k,1} \quad (7.12)$$

Während des Biegevorgangs wird das Rohr synchron zur Winkelgeschwindigkeit des Biegeradius vorgeschoben. Daher wird auch in der Übergangszone angenommen, dass keine Faserverschiebung über der Werkzeuggrennlinie stattfindet. Somit wird der minimale Startwert für  $\varphi_{\text{UZ},k}$  auf  $-\pi/2$  (Außenbogen) bzw.  $\pi/2$  (Innenbogen) festgelegt. Der durch  $\varphi_{\text{UZ},k}$  und  $\varphi_{k,1}$  aufgespannte Winkel wird ebenfalls diskretisiert. Dabei wird die Anzahl der Inkremente so gewählt, dass die Winkelinkremente denen der Startwinkelinkre-

kremente  $\Delta\varphi_n = \frac{\pi/2}{n-1}$  entsprechen (vgl. Gl. 7.13).

$$n_{UZ,k} = \left\lfloor \frac{\varphi_{k,1} - \varphi_{UZ,k}}{\Delta\varphi_n} \right\rfloor \quad (7.13)$$

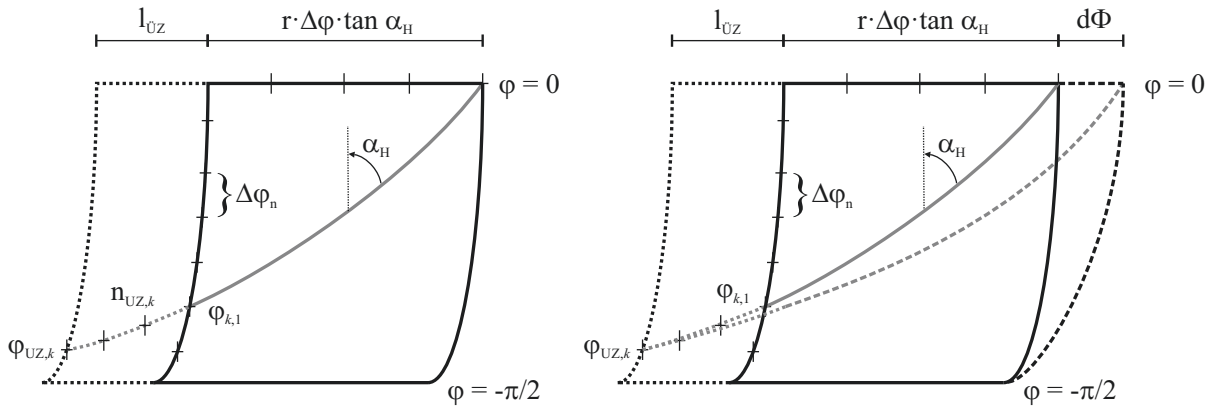
Unter Verwendung der Dehnung am Außenbogen

$$\varepsilon(\varphi = 0) = r/R \quad (7.14)$$

wird die resultierende Längenänderung bezogen auf das Torussegment berechnet (vgl. Abb. 7.5).

$$d\Phi = \Delta\varphi \cdot \tan \alpha_H \cdot \frac{r^2}{R^2} \quad (7.15)$$

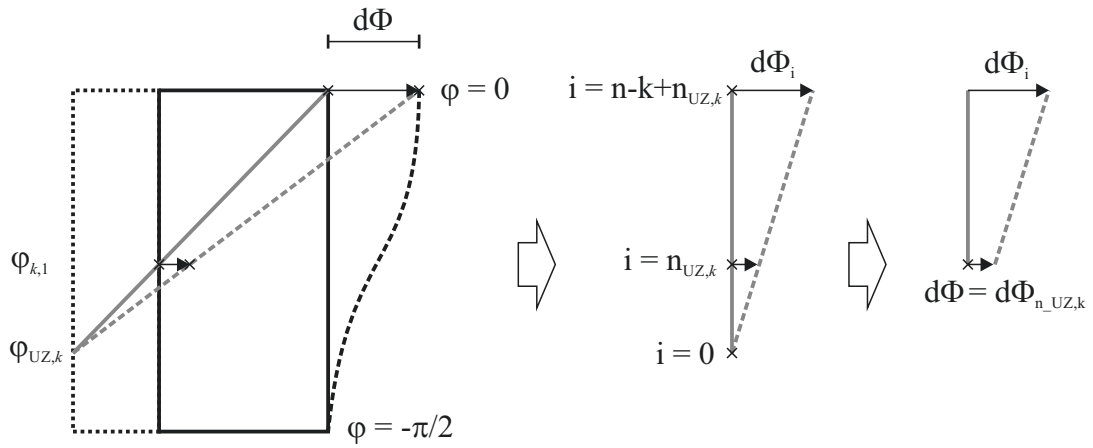
Da die dehnstarre Faser innerhalb des aufgeheizten Bereichs verlagern kann, wird ein



**Abbildung 7.5:** Übergangszone am Bogenein- und -auslauf am Außenbogen

Ersatzmodell für die Verlagerung innerhalb der nicht gebogenen Aufheizzone erstellt. Vereinfacht wird angenommen, dass entlang des Zylinderinkrements die Längenänderung  $d\Phi$ , wie in Abb. 7.6 abgebildet, gleichförmig über die Faser verteilt wird und es dadurch zu einem Verschieben der Faser entlang der Rohrlängsachse kommt. Das so berechnete Verschiebungsfeld  $d\Phi_k$  wird der initialen Toruswinkeldiskretisierung  $\Phi_{k,j}$  überlagert und so die Verschiebung innerhalb der Aufheizzone berücksichtigt.

$$\Phi_{k,j,\text{korr}} = \Phi_{k,j} + d\Phi_{k,i} \quad (7.16)$$



**Abbildung 7.6:** Verschieben der Faser aufgrund der Aufheizzone und Ausbilden der Übergangszone

Die diskretisierte Kurvenschar auf dem Torus kann nun wie folgt formuliert werden:

$$\mathbf{X}_{T,k,j,\text{korr}} = \begin{pmatrix} (R + r \cos \varphi_k) \cos \Phi_{k,j,\text{korr}} \\ (R + r \cos \varphi_k) \sin \Phi_{k,j,\text{korr}} \\ r \sin \varphi_k \end{pmatrix} \text{ mit } k = 1 \dots n - 1, j = 1 \dots n - k + 1 \quad (7.17)$$

Die einzelne Kurve  $\mathbf{x}_{T,k,j,\text{korr}}$  mit  $k = \text{konst.}$  wird wiederum in Teilkurven zerlegt. Für jedes aufeinanderfolgende Punktepaar entlang der Kurve wird eine durch  $dn$  Punkte diskretisierte Kurve auf dem Torus definiert. Entlang dieser diskreten Kurven wird der Rohrradius  $r$  innerhalb der durch den maximal zulässigen Einfall am Außenbogen  $E_R$  festgelegten Grenzen nach Gl. 7.18 variiert (vgl. Abb. 7.7). Am Innenbogen wird aufgrund der Formbindung durch die Biegeform keine Änderung des Radius betrachtet.

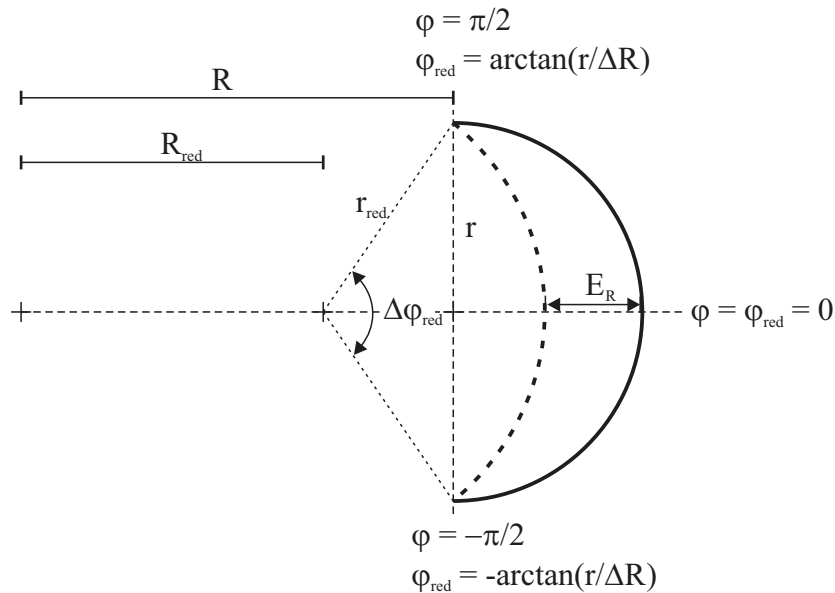
$$\Delta R = R - R_{\text{red}} \quad (7.18)$$

$$R_{\text{min}} = \frac{R^2 - (R - E_R + r)^2 + r^2}{2 \cdot E_R - 2 \cdot r} \quad (7.19)$$

$$\Delta \varphi_{\text{red}} = 2 \cdot \text{atan} \frac{r}{\Delta R} \quad (7.20)$$

$$r_{\text{red}} = \sqrt{\Delta R^2 + r^2} \quad (7.21)$$

Die Variation wird dabei für jedes Teilinkrement der Kurve durchgeführt und anschließend diejenige Kurve bestimmt, deren Bogenlänge die minimale Differenz zur Bogenlänge des entsprechenden Helixinkrements ist. Diese Berechnung erfolgt für jedes Inkrement jeder Kurve der Kurvenschar  $\mathbf{X}_{T,k,j,\text{korr}}$ . Für jedes Teilsegment des Kurveninkrements wird dann durch Differentiation der normierte Tangentenvektor  $\vec{n}_e$  ermittelt und mit dem Tangenteneinheitsvektor  $\vec{t}_e$  des zu dem betrachteten Segment korrespon-



**Abbildung 7.7:** Änderung des Rohrradius  $r$  und des Biegeradius  $R_b$  und resultierender Einfall am Außenbogen

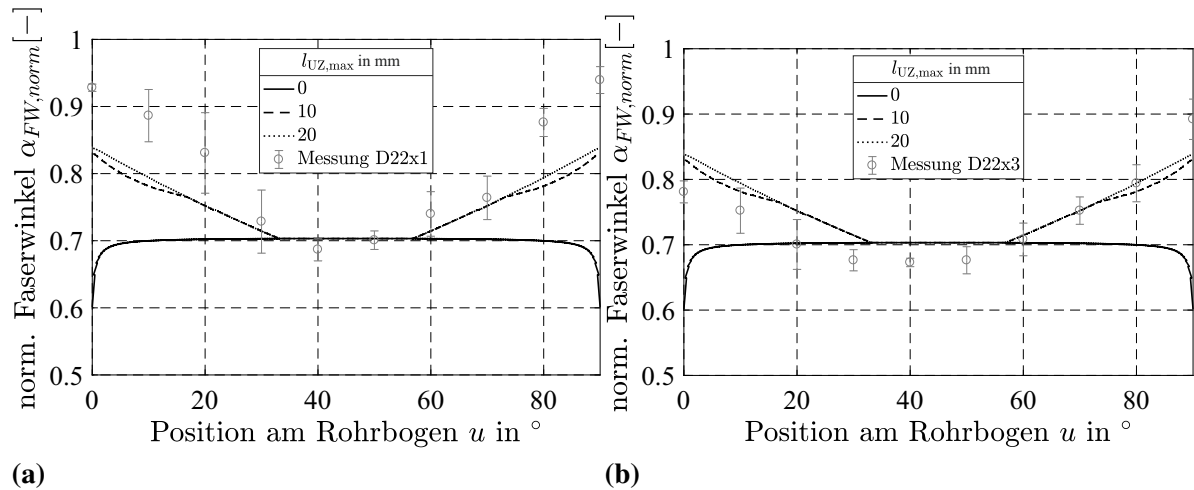
dierenden Mittelliniensegments unter Verwendung des Skalarproduktes gemäß Gl. 7.22 der Faserwinkel berechnet.

$$\alpha_{\text{FW},k,j} = \arccos \frac{\vec{n}_e \circ \vec{t}_e}{|\vec{n}_e| \cdot |\vec{t}_e|} \quad (7.22)$$

### 7.3 Validierung des Modells

Zur Validierung des Modells werden die in Kapitel 6 ermittelten Daten verwendet. Da für die Faserorientierung im Rohrbogen nur Daten am Innen- und Außenbogen existieren, wird die Validierung auf diese Orte bezogen. Aufgrund der Diskretisierung der Faserverläufe wird der Einfluss der Diskretisierungsfeinheit betrachtet, sowie der Einfluss der Übergangszone und des zulässigen Rohreinfalls am Außenbogen. Nachfolgend werden die resultierenden Kurven und der Einfluss der Modellparameter diskutiert. Abschließend werden die resultierenden Faserverläufe unter Verwendung eines definierten Parametersets mit den Messwerten aus den Biegeversuchen verglichen.

Abb. 7.8a und Abb. 7.8b zeigen die Berechnung des resultierenden Faserwinkels am Außenbogen für den Nennwickelwinkel  $45^\circ$  bei Variation der Länge der Übergangszone und konstanten Parametern  $E_R = 0$  und  $n = 81$ . Der qualitative Verlauf der Kurven zeigt die Bedeutung der Berücksichtigung der Übergangszone. Wird in dem Modell keine Übergangszone berücksichtigt, kommt es in den Bogeneinläufen zu einer Unstetigkeit und der berechnete Faserwinkel weicht erheblich vom realen Faserwinkel ab. Mit zunehmender Länge des Übergangsbereichs nähert sich der Faserwinkelverlauf einem quasi-linearen Verlauf, wobei durch die Festlegung einer maximalen Übergangslänge

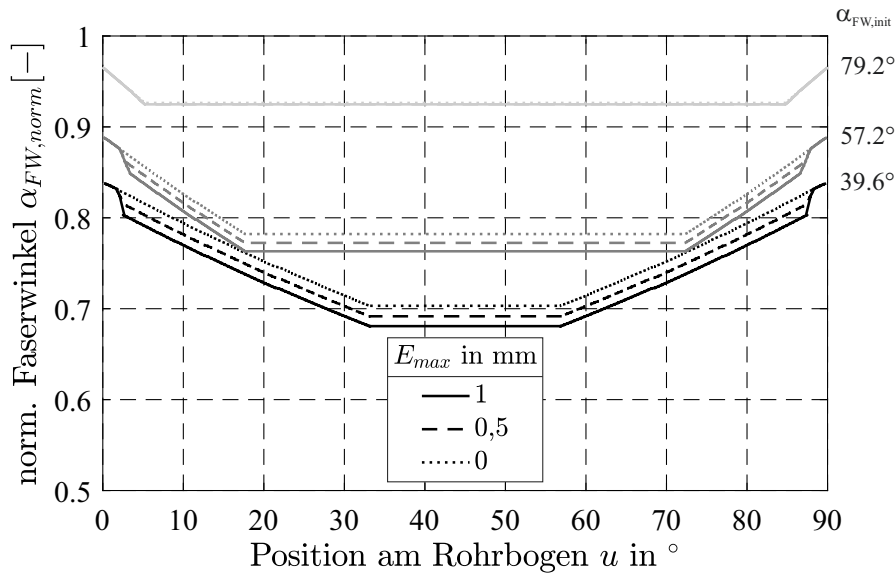


**Abbildung 7.8:** Vergleich der gemessenen und berechneten Faserwinkel am Rohraußenbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  und Nennwickelwinkel  $45^\circ$  unter Variation der Länge der Übergangszone für die Querschnitte D22x1 (a) und D22x3 (b)

ein Grenzverlauf erreicht wird. Wird die Übergangslänge verringert, so wird der Faserwinkelverlauf in Richtung des minimalen Faserwinkels verschoben. Wird die Diskretisierung weiter verfeinert, ergibt sich damit ohne Übergangszone ein über den Bogen konstanter Faserwinkel, analog zu dem durch ECKARDT et al. [47] vorgestellten Modell. Die Betrachtung der berechneten Faserwinkel bei den weiteren Faserwinkelstufen zeigt ein analoges Verhalten (vgl. Abschnitt A.3).

Auch die Berücksichtigung des Rohreinfalls am Außenbogen wirkt sich auf den berechneten Faserwinkelverlauf aus. Abb. 7.9 zeigt, dass der Einfluss umso größer ist, je geringer der initiale Faserwinkel ist. Dies wird bestätigt durch die Messergebnisse, bei denen mit abnehmendem Faserwinkel eine zunehmende Deformation des Rohrquerschnitts festgestellt wurde. Der Einfall des Außenbogens ist maßgeblich durch das Untermaß des Biegedorns und dessen Deformationsvermögen bestimmt. Der minimale Außendurchmesser der Biegedorne beträgt im gebogenen Zustand 19,6 mm (D22x1) bzw. 14,8 mm (D22x3). Daraus resultieren unter der Annahme einer konstanten Wanddicke und dem Anliegen des Biegedorns am Innenradius maximal mögliche Maßänderungen am Außenbogen  $E_R$  von 0,4 mm (D22x1) bzw. 1,2 mm (D22x3). Durch Variation der Eingabeparameter des Modells wird der Einfluss der Parametergröße auf den berechneten minimalen Faserwinkel untersucht. Mittels eines Multivariatendiagramms wird der Einfluss der Parameter auf den berechneten Faserwinkel in Abb. A.2 und Abb. A.3 dargestellt. Die Analyse zeigt, dass die Variation der Parameter nur geringen Einfluss auf den minimalen Faserwinkel hat. Die Änderung der Übergangslänge hat keinen Einfluss auf den resultierenden minimalen Faserwinkel. Auch die Änderung der Diskretisierung führt im gewählten Variationsintervall zu keiner Änderung. Wird der zulässige Rohrein-





**Abbildung 7.9:** Einfluss des maximal zulässigen Rohreinfalls  $E_{R,max}$  auf den berechneten Faserwinkel am Außenbogen

fall  $E_R$  vergrößert, so wird der resultierende Faserwinkel ebenfalls verringert. Insbesondere bei geringen Wickelwinkeln ist dieses Verhalten deutlicher ausgeprägt, wobei bei einem Nennwickelwinkel von  $45^\circ$  die Änderung bei Variation des Rohreinfalls um 1 mm lediglich 2 Prozentpunkte beträgt.

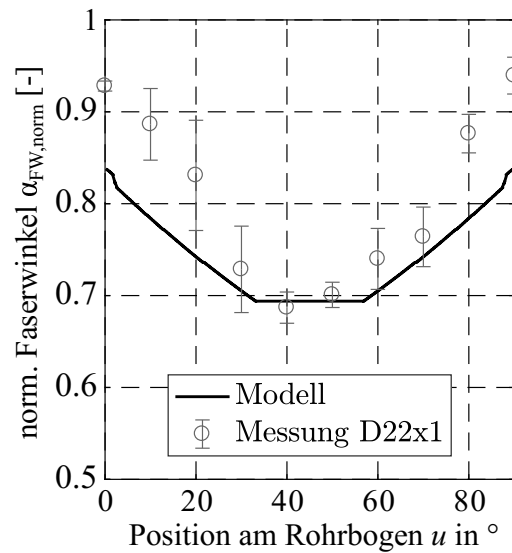
Unter Verwendung der in Tab. 7.1 gelisteten Parameter wird die resultierende Faserorientierung für die Versuchsvariationen der Biegeversuche berechnet.

**Tabelle 7.1:** Modellparameter für Validierung

Parameter		D22x1	D22x3
$E_{R,max}$	mm	0,4	1,2
$l_{UZ,max}$	mm	20	20
$n$	-	81	81

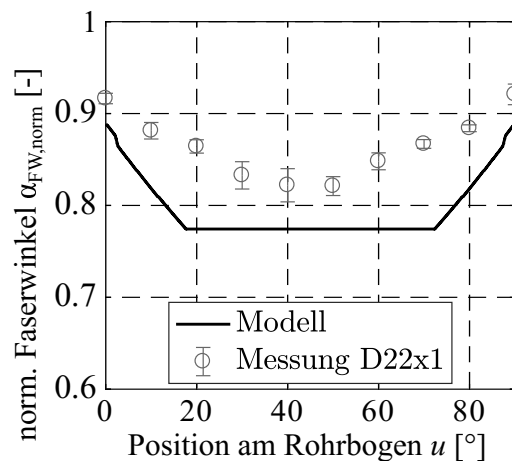
#### Querschnitt D22x1 außen

Der resultierende Verlauf des Faserwinkels ist in Abb. 7.10-7.12 für den Querschnitt D22x1 gemeinsam mit den Messwerten aus den Biegeversuchen aufgetragen. Der minimale Faserwinkel wird für den Nennwickelwinkel  $45^\circ$  mit hoher Übereinstimmung berechnet. Entsprechend der im Modell getroffenen Annahmen entsteht ein Plateau mit konstantem Wickelwinkel ab dem theoretisch ermittelten Biegewinkel, bei dem die Faser den kompletten äußeren Halbkreis abdeckt (vgl. Abschnitt 6.1). Im Übergang vom geraden zum gebogenen Rohr werden durch das Modell geringere Faserwinkel als in



**Abbildung 7.10:** Vergleich der gemessenen und berechneten Faserwinkel am Rohraußenbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  für Nennwickelwinkel  $45^\circ$  bei Querschnitt D22x1

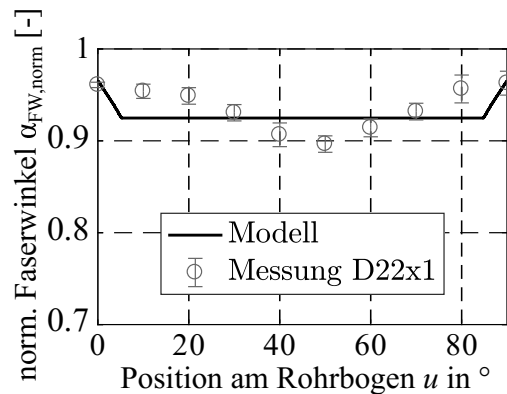
den Messungen ermittelt. Eine mögliche Ursache dafür sind die durch die geringe Anzahl an Gleitebenen verminderte Mobilität der Fasern und ein in der äußeren Lage höherer Scherwiderstand durch Kontakt der inneren Lage mit dem Biegedorn. Diese Effekte können durch den rein kinematischen Ansatz nicht abgebildet werden. Ebenso sind Einflüsse durch veränderte Scherwiderstände aufgrund des unvermeidbaren Temperaturgradienten in den Übergangsbereichen nicht im Modell berücksichtigt. Für das Parame-



**Abbildung 7.11:** Vergleich der gemessenen und berechneten Faserwinkel am Rohraußenbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  für Nennwickelwinkel  $55^\circ$  bei Querschnitt D22x1

terset zum Nennwickelwinkel  $55^\circ$  zeigen sich größere Abweichungen im berechneten minimalen Faserwinkel. Das in den Werten des Modells vorhandene Intervall mit kon-

stantem Faserwinkel kann in den Messwerten nicht bestätigt werden. Den Faserwinkel im Übergang zum geraden Bereich bildet das Modell präziser ab. Über den kompletten Bogen prognostiziert das Berechnungsmodell einen geringeren Faserwinkel als in den Biegeversuchen. Bei einem Nennwickelwinkel von  $90^\circ$  berechnet das Modell über einen

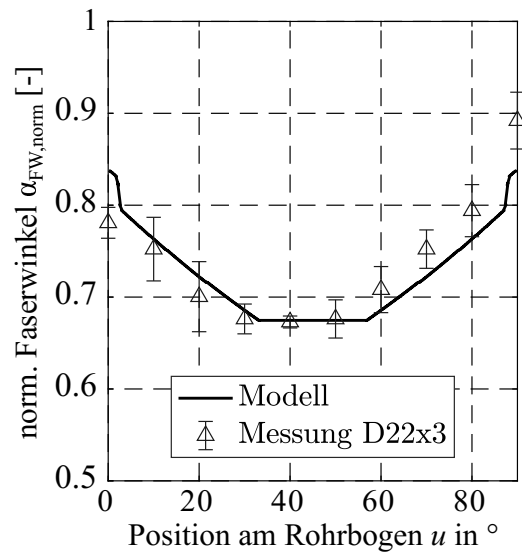


**Abbildung 7.12:** Vergleich der gemessenen und berechneten Faserwinkel am Rohraußenbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  für Nennwickelwinkel  $90^\circ$  bei Querschnitt D22x1

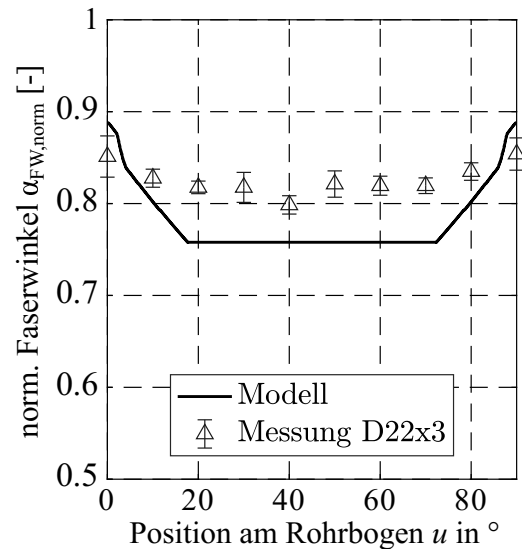
Winkel von ca.  $80^\circ$  entlang des Rohrbogens einen konstanten Faserwinkel. Im Ein- und Auslauf bildet das Modell den Faserwinkel in den Realversuchen mit hoher Übereinstimmung ab. Der minimal gemessene normierte Faserwinkel liegt ca. 2 Prozentpunkte unter dem Modell.

#### Querschnitt D22x3 außen

Die Verläufe von Modell und Messung für den Querschnitt D22x3 sind in Abb. 7.13-7.15 dargestellt. Der minimale Faserwinkel bei einem Nennwickelwinkel von  $45^\circ$  kann präzise berechnet werden. Auch die Übergänge in den geraden Bereich bildet das Modell mit hoher Übereinstimmung ab. Es ergibt sich bei den gemessenen Faserwinkeln ein Unterschied zwischen Bogeneinlauf und -auslauf. Eine mögliche Begründung ist die Klemmung des Rohres am Bogenauslauf bei  $90^\circ$ . Dadurch ist während des Biegevorgangs die Bewegung der Fasern in diesem Bereich zusätzlich gehemmt und es kommt zu geringeren Änderungen des Faserwinkels. Bei den Rohren mit Nennwickelwinkel  $55^\circ$  treten analog zum Querschnitt D22x1 größere Abweichungen zwischen Modell und Messergebnissen auf. Entgegen den Rohren des Querschnitts D22x1 ist jedoch bei den Rohren mit größerer Wandstärke die Ausbildung eines Plateaus im Verlauf des normierten Faserwinkels feststellbar. Der minimale normierte Faserwinkel liegt jedoch 5 Prozentpunkte (ca.  $3^\circ$ ) über dem Ergebnis des Modells. Die zusätzlichen Gleitebenen

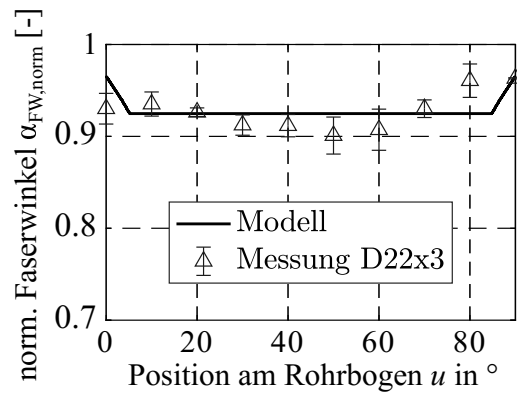


**Abbildung 7.13:** Vergleich der gemessenen und berechneten Faserwinkel am Rohraußenbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  für Nennwickelwinkel  $45^\circ$  bei Querschnitt D22x3



**Abbildung 7.14:** Vergleich der gemessenen und berechneten Faserwinkel am Rohraußenbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  für Nennwickelwinkel  $55^\circ$  bei Querschnitt D22x3

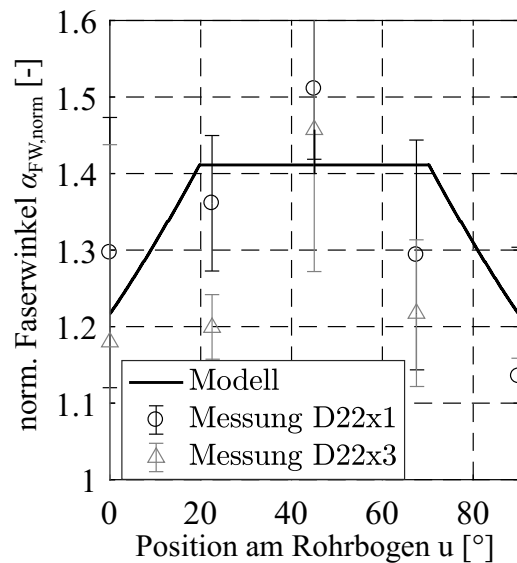
und die größere Wanddicke des dickwandigen Rohres sind eine Erklärung für diese Abweichung. Durch das Abgleiten entlang einer größeren Anzahl von Gleitebenen und der Möglichkeit, durch Matrixperkolation und transversalem Matrixfließen über die Wanddicke fällt die Umverlagerung der Fasern in der äußeren Schicht geringer aus. Den Faserwinkelverlauf der Rohre mit Nennwickelwinkel  $90^\circ$  bildet das Modell sowohl im Übergang also auch beim minimalen normierten Faserwinkel mit geringen Abweichungen ab. Die Messwerte liefern einen um ca.  $1,5^\circ$  geringeren minimalen Faserwinkel als das Modell. Vor dem Hintergrund der Faserwelligkeit und der Messungenauigkeiten stellt dies eine hohe Übereinstimmung dar.



**Abbildung 7.15:** Vergleich der gemessenen und berechneten Faserwinkel am Rohraußenbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  für Nennwickelwinkel  $90^\circ$  bei Querschnitt D22x3

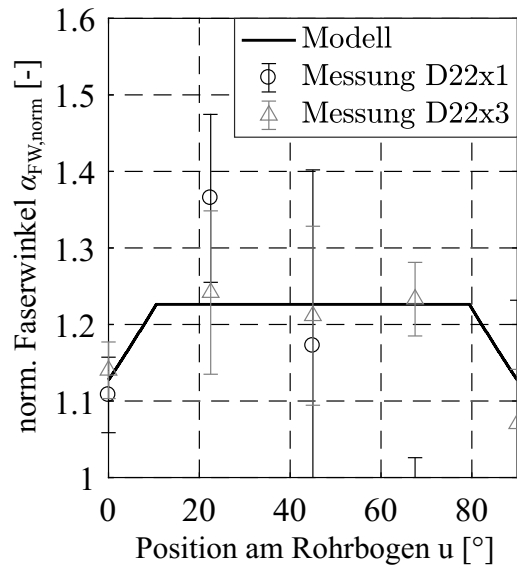
Querschnitte D22x1 und D22x3 innen

Zur Validierung des Modells am Innenbogen werden die taktil ermittelten Faserwinkel verwendet. Aufgrund der großen Streuung der Messwerte ist eine Bewertung der Übereinstimmung von Modell und Messung nur eingeschränkt möglich. Abb. 7.16-7.18 zeigen die Verläufe von Messung und Modell am Innenbogen. Die maximalen normierten



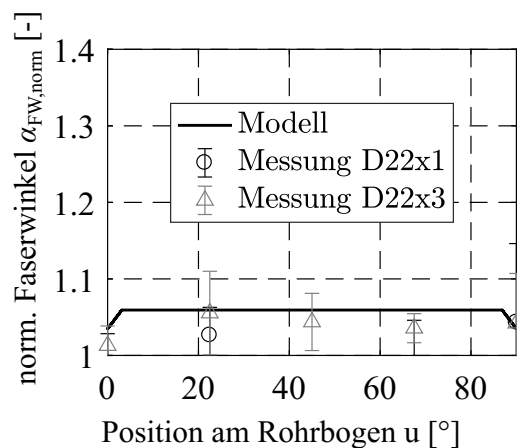
**Abbildung 7.16:** Vergleich der gemessenen und berechneten Faserwinkel am Rohrinnebogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  und Nenn-Wickelwinkel  $45^\circ$  bei Querschnitt D22x1 und D22x3

Faserwinkel der Messungen der Querschnitte D22x1 und D22x3 liegen um 0,1 bzw. 0,05 über dem des Modells (1,41). Aufgrund der Streuung der Messwerte sind jedoch keine Aussagen zur Qualität des Modells über den Verlauf möglich. Beim Nennwickelwin-



**Abbildung 7.17:** Vergleich der gemessenen und berechneten Faserwinkel am Rohrbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  und Nenn-Wickelwinkel  $55^\circ$  bei Querschnitt D22x1 und D22x3

kel  $55^\circ$  ist insbesondere beim Querschnitt D22x3 eine hohe Übereinstimmung zwischen Modell und Messwerten festzustellen. Im Bogeneinlauf ( $0^\circ$ ) sind die Faserwinkel beider Querschnitte mit guter Übereinstimmung berechnet. Am Bogenauslauf sind die Messwerte wiederum mit extremer Streuung behaftet. Dies ist, wie auch am Außenbogen, auf die Klemmung des Rohres an dieser Stelle zurückzuführen. Die Gefahr des Ausknickens der Einzelfaser aufgrund mangelnder Verlagerungsmöglichkeit ist hier am höchsten. Die



**Abbildung 7.18:** Vergleich der gemessenen und berechneten Faserwinkel am Rohrbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  und Nenn-Wickelwinkel  $55^\circ$  bei Querschnitt D22x1 und D22x3

Messwerte der Nennwickelwinkel  $90^\circ$  am Innenbogen sind mit den geringsten Streuungen behaftet. Gleichzeitig zeigt sich Sowohl im Bogeneinlauf und -auslauf als auch beim

maximalen normierten Faserwinkel eine hohe Übereinstimmung. Dies gilt insbesondere für die dickwandigen Rohre, analog zum Nennwinkelwinkel  $55^\circ$ .

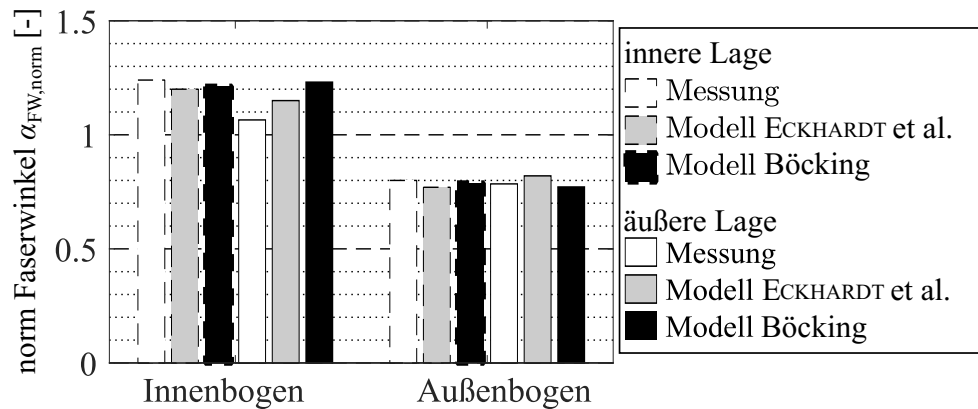
## 7.4 Fazit der Validierung

Für die Nennwinkelwinkel  $45^\circ$  und  $90^\circ$  kann eine hohe Übereinstimmung der resultierenden minimalen Faserwinkel nachgewiesen werden. Für den Nennwinkelwinkel  $55^\circ$  zeigt sich gemäß Tab. 7.2 mit einer Abweichung von 5 % und 6,1 % die größte Abweichung zwischen Modell und Messung. Die Abweichungen sind damit zwar geringfügig, zeigen aber auf, dass es weitere Mechanismen gibt die zur Berechnung der Faserorientierung im gebogenen Rohr berücksichtigt werden müssen. Das Modell ist unabhängig davon geeignet, sowohl die maximale Winkeländerung als auch den Verlauf des Faserwinkels abzubilden.

**Tabelle 7.2:** Vergleich des normierten minimalen Faserwinkels am Außenbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$

Nennwinkelwinkel $^\circ$	Querschnitt mm	Messung -	Modell -	rel. Abweichung %
45	D22x1	0,69	0,69	0,0
45	D22x3	0,67	0,67	0,0
55	D22x1	0,82	0,77	6,1
55	D22x3	0,80	0,76	5,0
90	D22x1	0,90	0,92	2,2
90	D22x3	0,90	0,92	2,2

Für Rohre die im Blasformverfahren aus Flechtrohlingen hergestellt werden, existieren ebenfalls erste Ergebnisse aus Biegeversuchen. Der in Abb. 7.19 dargestellte Vergleich der mittels des Modells berechneten resultierenden Faserwinkel mit den Messergebnissen aus ECKARDT et al. [47] zeigt eine gute Übereinstimmung am Innen- und Außenbogen für derartige Rohre. Die Messwerte beziehen sich auf Rohre aus tapegeflochtenen Halbzeugen mit einem äußeren Rohrdurchmesser von 22 mm, einer Wanddicke von 1 mm und einem mittleren Flechtwinkel von  $\pm 50^\circ$ .



**Abbildung 7.19:** Vergleich des Modells mit den Modell- und Messergebnissen aus ECKHARDT et al. [47]

Abweichungen gibt es jedoch zwischen beiden Modellen und der gemessenen Faserorientierung in der äußeren Lage am Innenbogen. Die Abweichungen zwischen dem hier entwickelten Modell und dem nach ECKHARDT et al. [47] sind darauf zurückzuführen, dass dieses ein rein auf Scherung basierendes Modell darstellt. Der Unterschied der Modelle zu den Messwerten kann durch Verzerrungen in der äußeren Lage hervorgerufen sein. Insbesondere die bereits erläuterte Streuung der taktilen Messwerte am Innenbogen legt diesen Schluss nahe. Die in Abb. 7.19 dargestellten Messwerte wurden an gebogenen CFRTP-Flechtröhren mit Nennwickelwinkel  $50^\circ$  ermittelt. Diese wurden durch ein Tapeplecht- und Blasformverfahren hergestellt. Die hohe Übereinstimmung der Mess- und Modellwerte zeigt, dass das entwickelte Modell auch für derartige Rohre Gültigkeit besitzt.





## 8 Zusammenfassung und Ausblick

Thema dieser Arbeit ist die Entwicklung eines Biegeverfahrens zum Herstellen von Rohrbögen aus geraden CFRTP-Rohren sowie die Untersuchung der derart hergestellten Bögen zur Ableitung eines Vorhersagemodells der resultierenden Faserwinkel auf Basis der nachweisbaren Formmechanismen während des Biegeprozesses.

Eine systematische Prozessentwicklung des Rotationszugbiegens von CFRTP-Rohren wird in dieser Arbeit in Anlehnung an das durch LANGE [95] vorgestellte Schema durchgeführt. Dazu werden in Grundlagenuntersuchung thermische und mechanische Kennwerte des Tapematerials bestimmt, sowie prozessnahe Erwärmungsversuche durchgeführt. Diese Versuche werden zur Validierung einer thermischen Simulation verwendet, mithilfe derer nachfolgend die Auslegung des Aufheizprozesses erfolgt. Zielgrößen sind dabei das Erreichen einer Mindesttemperatur, Nichtüberschreiten einer Grenztemperatur und die Erzeugung einer gleichförmigen Heizzone, innerhalb derer die nachfolgende Biegeformung stattfindet. Um die aus diesen Voruntersuchungen resultierende Prozessführung zu validieren, werden Halbzeugvariationen definiert, an denen Biegeversuche durchgeführt werden. Es werden zwei verschiedene Rohrquerschnitte (D22x1 mm und D22x3 mm) mit je drei verschiedenen Nennwickelwinkeln ( $45^\circ$ ,  $55^\circ$ ,  $90^\circ$ ) bei einem Biegeverhältnis  $B=2$  (Biegeradius 44 mm) zu Bögen mit Biegewinkeln  $22,5^\circ$ ,  $45^\circ$  und  $90^\circ$  geformt. Der dazu eigens entwickelte Rotationszugbiegeprozess, der gegenüber dem Prozess für metallische Rohre um eine Heizstrecke und einen flexiblen Biegedorn erweitert wird, und dessen Durchführung werden dargelegt und das Parameterfeld erläutert. In Biegeversuchen wurde nachgewiesen, dass das Biegen von CFRTP-Rohren möglich ist und der Prozess somit das Anwendungsspektrum dieser Rohre erweitern kann.

Die aus den Biegeversuchen resultierenden Rohrbögen werden anschließend analysiert. Dazu wird die äußere Geometrie der Rohre vermessen (Vor-/Rückfederung, Krümmungsverlauf), Querschliffe angefertigt zur Bestimmung des mesostrukturellen Aufbaus (lokaler Faservolumengehalt, Querschnittveränderung, Konsolidierungsgüte), sowie die resultierende Faserorientierung der äußeren Wickelage taktil und optisch bestimmt. Die Ergebnisse der Untersuchungen werden verwendet, um die für flächige Halbzeuge umfassend beschriebenen und untersuchten Formmechanismen nachzuweisen. Es wird gezeigt, dass Zwischenlagengleiten und interlaminae Scherung den maßgeblichen Anteil zur Formänderung beitragen. Basierend auf diesen Erkenntnissen wird abschließend ein Modell zur Bestimmung der Faserorientierung nach der Biegeformung entwickelt. Grundlage des Modells ist die Beschreibung der Verstärkungsfasern in Form von gekrümmten Kurven im Raum. Die im geraden Rohr als Helixkurve beschriebene Faser wird durch einen Mappingansatz, dem eine kinematische Verlagerung vorangestellt

wird, abgebildet. Durch die inkrementelle Bestimmung der Faserverläufe wird die resultierende Faserorientierung für die in den Biegeversuchen verwendeten Rohrgeometrien berechnet und das Modell anhand der ermittelten Faserwinkel validiert. Das Modell berücksichtigt dabei zum einen eine Übergangszone im geraden Rohr, innerhalb derer die Fasern über den Bogen hinaus die Position ändern. Zum anderen wird die Querschnittänderung des Rohres innerhalb des Bogens im Modell integriert. Es wird nachgewiesen, dass die Faserorientierung entlang diskreter Positionen mittels des Modells prognostiziert und insbesondere auch die Faserwinkeländerung im Übergang zum geraden Rohr berücksichtigt werden kann.

In zukünftigen Anwendungen von CFRTP-Rohren wird die mechanische Charakterisierung der Rohre nach dem Biegen elementar für den Einsatz sein. Dazu zählt neben der Konsolidierungsgüte und den geometrischen Abmessungen der Rohrbögen vor allem die resultierende Faserorientierung im Rohrbogen. Da die Verstärkungsfasern den weit überwiegenden Teil der Beanspruchung tragen, ist deren Orientierung sowohl für die erzielbare Steifigkeit wie auch Festigkeit von grundlegender Bedeutung. Mithilfe der in dieser Arbeit vorgestellten Untersuchungen und des entwickelten Modells ist es möglich, bereits während der Auslegung eines Biegebauteils die durch den Biegeprozess hervorgerufene Änderung der Faserorientierung zu berücksichtigen. Aufgrund des rein kinematischen Ansatzes sind jedoch Aussagen zu Spannungszuständen, sowohl im Prozess aufgebauter Spannungen sowie nach der Formung verbleibender Eigenspannungen, derzeit noch nicht möglich. Zudem sind die Formmechanismen innerhalb der aufgeheizten Zone des Rohres bislang nur grundlegend nachgewiesen. Weiterführende Arbeiten werden sowohl die einzelnen Formmechanismen als auch die aus den Formmechanismen resultierenden Beanspruchungszustände innerhalb des Rohrbogens in den Fokus nehmen. Insbesondere die Ausbildung der Formzone innerhalb des aufgeheizten Bereichs, der Einfluss des Temperaturfeldes darauf und die aus dieser Formung resultierenden Eigenspannungen innerhalb des Rohrs sind zu untersuchen. Ziel der weiterführenden Untersuchungen ist die Steigerung der Prozesssicherheit, die Weiterentwicklung der Prozesssimulation und die Ermittlung von Prozessgrenzen für das Biegen von CFRTP-Rohren. CFRTP-Rohre haben das Potenzial, durch die gezielte Einstellung mechanischer Eigenschaften im Bauteil neue konstruktive Ansätze zu ermöglichen. Beispielhaft seien Hydraulikleitungen genannt, die in den verschiedensten Maschinen und Geräten verwendet werden und hohe Ansprüche aufgrund der hohen Beanspruchungen und herausfordernden Umgebungsbedingungen mit sich bringen. Erste Versuche zur Belastbarkeit werden in BÖCKING et al. [18] vorgestellt und zeigen das Potenzial der CFRTP-Rohre auf. Derzeit ist der Einsatz von CFRTP-Rohren in großen Stückzahlen noch nicht realisierbar. Einer der Hauptgründe dafür sind neben den noch in der Ent-

wicklung befindlichen Formgebungsverfahren die hohen Kosten entlang der kompletten Fertigungskette. Bis zur Herstellung der CFRTP-Rohre als Halbzeuge sind aufwendige Prozessschritte mit hohen Qualitätsanforderungen erforderlich (Rohmaterialherstellung und -bereitstellung, Tapeherstellung und -slitting, Tapewickeln, Tapeflechten und Konsolidieren). Das anschließende Rohrbiegen ist als teilformgebundenes Verfahren auf Halbzeuge mit reproduzierbaren geometrischen Abmessungen (Rohraußendurchmesser und Wanddicke) angewiesen, um bspw. die in Abschnitt 6.2 geschilderte Gratbildung und ggf. Schädigung der äußeren Tapelagen zu vermeiden. Zudem stellt das Rohrbiegen zwar einen flexiblen Fertigungsprozess dar, jedoch sind nach dem aktuellen Entwicklungsstand relativ zeitaufwendige Erwärmungs- und Abkühlschritte je Biegung erforderlich (ca. 120 s, vgl. Kapitel 4 und Kapitel 5). Prozesseitig wird die Reduzierung der Taktzeit durch Verkürzung der Heiz- und Kühlzeiten eine zukünftige Forschungsaufgabe sein.



# Quellenverzeichnis

## Literaturverzeichnis

- [1] **M. T. Abadi.** „Viscoelastic model for thermoforming process of thermoplastic composite sheets“. In: *Flow processes in composite materials*. Hrsg. von **F. Trochu**. Composites Part A, Applied science and manufacturing Special issue. Amsterdam: Elsevier, 2010.
- [2] **M. T. Abadi, H. R. Daghyani und S. Fariborz.** „Finite element analysis of thermoplastic composite plates in forming temperature“. In: *Composites Science and Technology* 66.2 (2006), S. 306–313. ISSN: 02663538. (Besucht am 06.02.2020).
- [3] **Y. Aimène, E. Vidal-Sallé, B. Hagège, F. Sidoroff und P. Boisse.** „A Hyperelastic Approach for Composite Reinforcement Large Deformation Analysis“. In: *Journal of Composite Materials* 44.1 (2009), S. 5–26. ISSN: 0021-9983.
- [4] **R. Akkerman, R. ten Thije, U. Sachs und M. B. de Rooij.** „Friction in textile thermoplastic composites forming“. In: *Recent advances in textile composites*. Hrsg. von **C. Binetruy**. Lancaster, Pa.: DEStech Pub, 2010, S. 271–279. ISBN: 9781605950266.
- [5] **A. Amiri Delouei und M. Norouzi.** „Exact Analytical Solution for Unsteady Heat Conduction in Fiber-Reinforced Spherical Composites Under the General Boundary Conditions“. In: *Journal of Heat Transfer* 137.10 (2015), S. 101701. ISSN: 00221481.
- [6] **F. Aßbeck, S. Grigull und R. Gloor.** „Dielektrisch gegen Infrarot: Erwärmungskonkurrenz beim Thermoformen“. In: *Kunststoff-Magazin* 07-08 (2015), S. 12–15.
- [7] **AVK.** *Handbuch Faserverbundkunststoffe*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2013. ISBN: 3834808814.
- [8] **H. D. Baehr und K. Stephan.** *Wärme- und Stoffübertragung*. 8., aktualisierte Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013. ISBN: 978-3-642-36557-7. URL: <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-36558-4>.

- [9] **D. Barfuss, R. Grützner, C. Garthaus, M. Gude, R. Müller und D. Langrebe.** „Intrinsic manufacture of hollow thermoplastic composite/metal structures“. In: AIP Conference Proceedings. Author(s), 2016, S. 170024. (Besucht am 07.02.2020).
- [10] **T. Bayerl, M. Duhovic, P. Mitschang und D. Bhattacharyya.** „The heating of polymer composites by electromagnetic induction – A review“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 57 (2014), S. 27–40.
- [11] **S. Becker.** „Beeinflussung der Induktionserwärmung von textilverstärktem CFK durch Laminatparameter“. In: *Zeitschrift Kunststofftechnik* 1 (2019), S. 210–244. ISSN: 18642217.
- [12] **T. Beiß.** „Aufheizstrategien für thermoplastische FVK“. In: *Fachtagung "Thermoplastische Faserverbundkunststoffe"*. Erlangen-Tennenlohe: FAU Friedrich-Alexander Universität Erlangen-Nürnberg Lehrstuhl für Kunststofftechnik, 2014, S. 155–164. ISBN: 9783931864606.
- [13] **J. P.-H. Belnoue, O. J. Nixon-Pearson, A. J. Thompson, D. S. Ivanov, K. D. Potter und S. R. Hallett.** „Consolidation-Driven Defect Generation in Thick Composite Parts“. In: *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 140.7 (2018), S. 1343. ISSN: 1087-1357.
- [14] **H. E. N. Bersee und A. Beukers.** „Consolidation of Thermoplastic Composites“. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 16.5 (2003), S. 433–455. ISSN: 0892-7057.
- [15] **U. Berthold.** „Beitrag zur Thermoformung gewebeverstärkter Thermoplaste mittels elastischer Stempel“. Dissertation. Chemnitz: TU Chemnitz, 2001. URL: <http://archiv.tu-chemnitz.de/pub/2002/0024/>.
- [16] **A. Biswas und W. Michaeli.** „Fabric-reinforced thermoplastics: Simulation of the forming process“. In: *Advances in Polymer Technology* 15.2 (1996), S. 165–170. (Besucht am 14.08.2017).
- [17] **J. Böcking und B. Engel.** „Bending of fibre-reinforced thermoplastic tubes“. In: *Proceedings of the 20th International Conference on Composite Materials*. Kopenhagen, 2015.
- [18] **J. Böcking, B. Engel und S. Schmitz.** „Burst Pressure of Straight and Bent Continuous Fibre-Reinforced Thermoplastic Tubes Under Static Internal Pressure: (Veröffentlichung in Vorbereitung)“. In: ()

- [19] **P. Boisse, A. Gasser, B. Hagege und J.-L. Billoet.** „Analysis of the mechanical behavior of woven fibrous material using virtual tests at the unit cell level“. In: *Journal of Materials Science* 40.22 (2005), S. 5955–5962. ISSN: 0022-2461. (Besucht am 06.02.2020).
- [20] **P. Boisse et al.** „Hypoelastic, hyperelastic, discrete and semi-discrete approaches for textile composite reinforcement forming“. In: *International Journal of Material Forming* 3.S2 (2010), S. 1229–1240. ISSN: 1960-6206. (Besucht am 06.02.2020).
- [21] **C. Bonten.** *Kunststofftechnik: Einführung und Grundlagen*. München: Hanser, Carl, 2014. ISBN: 3446441719.
- [22] **U. P. Breuer.** „Beitrag zur Umformtechnik gewebeverstärkter Thermoplaste“. Dissertation. Technische Universität Kaiserslautern, 2017. URL: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:hbz:386-kluedo-47169>.
- [23] **M. T. Brogan und P. F. Monaghan.** „Thermal simulation of quartz tube infrared heaters used in the processing of thermoplastic composites“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 27.4 (1996), S. 301–306.
- [24] **V. Brucato, G. Crippa, S. Piccarolo und G. Titomanlio.** „Crystallization of polymer melts under fast cooling. I: Nucleated polyamide 6“. In: *Polymer Engineering and Science* 31.19 (1991), S. 1411–1416. ISSN: 0032-3888.
- [25] **B. Burkhard und V. Albrecht.** „Scharfe Kurven“. In: *Industrieanzeiger* 13 (2009).
- [26] **C. Cagran.** „Untersuchung des Emissionsverhaltens flüssiger Metalle mittels Photopolarimetrie und Mehrwellenlängenpyrometrie“. Dissertation. Graz: TU Graz, 2004.
- [27] **G. B. A. Carotenuto.** „The effective thermal conductivity of packed beds of spheres for a finite contact area“. In: *Numerical Heat Transfer, Part A: Applications* 37.4 (2000), S. 343–357. ISSN: 1040-7782. (Besucht am 10.08.2017).
- [28] **J. B. Cattanach und A. J. Barnes.** „Forming Fibre-Plastics Composites“. 4657717. 1987. (Besucht am 18.07.2017).
- [29] **Celanese Corp.** *Materials Database*. URL: <http://tools.celanese.com/> (besucht am 12.02.2020).
- [30] **Q. Chen, P. Boisse, C. H. Park, A. Saouab und J. Bréard.** „Intra/inter-ply shear behaviors of continuous fiber reinforced thermoplastic composites in thermoforming processes“. In: *Composite Structures* 93.7 (2011), S. 1692–1703. ISSN: 0263-8223.



- [31] **A. Cherouat und H. Borouchaki.** „Present State of the Art of Composite Fabric Forming: Geometrical and Mechanical Approaches“. In: *Materials* 2.4 (2009), S. 1835–1857. ISSN: 1996-1944.
- [32] **G. R. Christie.** „Numerical modelling of fibre-reinforced thermoplastic sheet forming“. Dissertation. Auckland: University of Auckland, 1997.
- [33] **M. Christon, P. J. Burns und R. A. Sommerfeld.** „Quasi-steady temperature gradient metamorphism in idealized, dry snow“. In: *Numerical Heat Transfer, Part A: Applications* 25.3 (1994), S. 259–278. ISSN: 1040-7782. (Besucht am 10.08.2017).
- [34] **I. Chung, C. T. Sun und I. Y. Chang.** „Modeling Creep in Thermoplastic Composites“. In: *Journal of Composite Materials* 27.10 (2016), S. 1009–1029. ISSN: 0021-9983.
- [35] **F. N. Cogswell.** „The experience of thermoplastic structural composites during processing“. In: *Composites manufacturing* Vol 2, No 3-4 (1991), p.208-216 (1991).
- [36] **B. Cornelissen, B. Rietman und R. Akkerman.** „Frictional behaviour of high performance fibrous tows: Friction experiments“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 44 (2013), S. 95–104. (Besucht am 06.02.2020).
- [37] **T. Creasy.** „Sheet forming in polymer matrix composites“. In: *Manufacturing techniques for polymer matrix composites (PMCs)*. Hrsg. von **K.-T. Hsiao und S. G. Advani**. Woodhead Publishing in materials. Philadelphia, Pa: Woodhead Pub, 2012, S. 123–138. ISBN: 9780857090676.
- [38] **S. Delaloye und M. Niedermeier.** „Optimization of the diaphragm forming process for continuous fibre-reinforced advanced thermoplastic composites“. In: *Composites manufacturing* 6.3 (1995), S. 135–144.
- [39] **W. Dietz.** „Die Wärme- und Temperaturleitfähigkeit von Kunststoffen“. In: *Colloid and Polymer Science* 255.8 (1977), S. 755–772.
- [45] **D. Dörr et al.** „A Benchmark Study of Finite Element Codes for Forming Simulation of Thermoplastic UD-Tapes“. In: *Procedia CIRP* 66 (2017), S. 101–106. ISSN: 2212-8271. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827117304067>.
- [46] **DSM Engineering Plastics B.V.** *Technische Datenblätter*. URL: <https://plasticsfinder.com/de/products/mat/>.

- [47] **S. Eckardt, D. Barfuß, J. Condé-Wolter, M. Gude, V. Würfel und J. Böcking.** „STUDY ON BEND-FORMING BEHAVIOUR OF THERMOPLASTIC TAPE-BRAIDED CFRTP PROFILES“. In: *Proceedings of the SAMPE Europe Conference 2020*, S. 880–888.
- [48] **M. Ehleben und H. Schürmann.** „Zur Herstellung von endlosfaserverstärkten Thermoplastrohren im Schleuderverfahren“. In: *Internationale AVK-TV-Tagung für verstärkte Kunststoffe und Formmassen: Tagungshandbuch*. Frankfurt, 1999, S. C7-1-C7-12. URL: <http://tubiblio.ulb.tu-darmstadt.de/12590/>.
- [49] **G. W. Ehrenstein.** *Polymer-Werkstoffe: Struktur - Eigenschaften - Anwendung*. 3. Aufl. München: Hanser, 2011. ISBN: 3446429670.
- [50] **B. Engel, E. Soemer und J. Böcking.** „Bending of unidirectional reinforced thermoplastics“. In: *Shaping the Future by Engineering: Proceedings ; 58th IWK, Ilmenau Scientific Colloquium, Technische Universität Ilmenau, 8 - 12 September 2014* 58 (2014), Art. 3.3.17. URL: [https://www.db-thueringen.de/receive/dbt\\_mods\\_00025253](https://www.db-thueringen.de/receive/dbt_mods_00025253).
- [51] **B. Engel und M. Junge.** „Gleitziehbiegen endlosfaserverstärkter Thermoplaste“. In: *Lightweight Design* 4 (2012), S. 47–51. ISSN: 1865-4819.
- [52] **W. Essig, P. Fey, S. Meiler und M. Kreuzbruck.** „Non-contact inline monitoring of thermoplastic CFRP tape quality using air-coupled ultrasound“. In: *AIP Conference Proceedings*. Author(s), 2017, S. 050011.
- [53] **M. Fehler.** „Entwurf eines Systems zur optischen Erfassung der Faserorientierung auf doppelt gekrümmten Flächen“. Diplomarbeit. Siegen: Universität Siegen, 2015.
- [54] **K. A. Fetfatsidis, D. Jauffrès, J. A. Sherwood und J. Chen.** „Characterization of the tool/fabric and fabric/fabric friction for woven-fabric composites during the thermostamping process“. In: *International Journal of Material Forming* 6.2 (2013), S. 209–221. ISSN: 1960-6206. (Besucht am 20.07.2017).
- [55] **B. K. Fink, R. L. McCullough und J. W. Gillespie.** „A local theory of heating in cross-ply carbon fiber thermoplastic composites by magnetic induction“. In: *Polymer Engineering & Science* 32.5 (1992), S. 357–369. ISSN: 1548-2634.
- [56] **J. Fleischer, R. Teti, G. Lanza, P. Mativenga, H.-C. Möhring und A. Caggiano.** „Composite materials parts manufacturing“. In: *CIRP Annals* 67.2 (2018), S. 603–626. ISSN: 00078506.

- [57] **D. Frihi et al.** „Crystallization of glass-fiber-reinforced polyamide 66 composites: Influence of glass-fiber content and cooling rate“. In: *Composites Science and Technology* 130 (2016), S. 70–77. ISSN: 02663538. (Besucht am 17.07.2017).
- [58] **C. Garthaus.** „Zur Herstellung funktionalisierter Hohlprofilstrukturen aus endlosfaserverstärkten Thermoplasten“. Dissertation. Technische Universität Dresden, 2017.
- [59] **C. Garthaus, B. Witschel, D. Barfuß, A. Rohkamm und M. Gude.** „Funktionalisierte Faser-Thermoplast-Profilstrukturen“. In: *Lightweight Design* 9.1 (2016), S. 40–45. ISSN: 1865-4819.
- [60] **E. Gazo-Hanna, A. Poitou, P. Casari und L. Juras.** „Study of interply slip during thermoforming of continuous fiber composite materials“. In: *Proceedings of the 18th International Conference on Composite Materials*. Jeju, 2011. URL: <http://www.iccm-central.org/Proceedings/ICCM18proceedings/index.htm> (besucht am 06.02.2020).
- [61] **T. Gereke, O. Döbrich, M. Hübner und C. Cherif.** „Experimental and computational composite textile reinforcement forming: A review“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 46 (2013), S. 1–10. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359835X12003211>.
- [62] **Y. Gertner und A. K. Miller.** „Die-Less Forming of Large and Variable-Radii of Curvature in Continuous-Fiber Thermoplastic-Matrix Composite Materials“. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 9.2 (2016), S. 151–182. ISSN: 0892-7057.
- [63] **K. Golden, T. G. Rogers und A. Spencer.** „Forming kinematics of continuous fibre reinforced laminates“. In: *Composites manufacturing* 2.3 (1991), S. 267–277.
- [64] **J. L. Gorczyca-Cole, J. A. Sherwood und J. Chen.** „A friction model for thermostamping commingled glass–polypropylene woven fabrics“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38.2 (2007), S. 393–406.
- [65] **J. L. Gorczyca, J. A. Sherwood, L. Liu und J. Chen.** „Modeling of Friction and Shear in Thermostamping of Composites - Part I“. In: *Journal of Composite Materials* 38.21 (2016), S. 1911–1929. ISSN: 0021-9983. (Besucht am 20.07.2017).

- [66] **W. Grellmann und S. Seidler.** *Kunststoffprüfung*. 2. Aufl. München: Hanser, 2011. ISBN: 3446429700.
- [67] **S. Groth, B. Engel und K. Langhammer.** „Algorithm for the quantitative description of freeform bend tubes produced by the three-roll-push-bending process“. In: *Production Engineering* 12.3-4 (2018), S. 517–524. ISSN: 0944-6524. (Besucht am 24.06.2018).
- [68] **D. Guillon, Y. Le Friant und L. Poitevin.** *Measuring thermoplastic prepreg tape quality for part process control*. URL: <https://www.compositesworld.com/blog/post/measuring-thermoplastic-prepreg-tape-quality-for-part-process-control> (besucht am 14.02.2020).
- [69] **T. G. Gutowski, T. Morigaki und Z. Cai.** „The Consolidation of Laminate Composites“. In: *Journal of Composite Materials* 21.2 (1987), S. 172–188. ISSN: 0021-9983.
- [70] **E. Guzman-Maldonado, N. Hamila, P. Boisse und J. Bikard.** „Thermomechanical analysis, modelling and simulation of the forming of pre-impregnated thermoplastics composites“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 78 (2015), S. 211–222.
- [71] **S. P. Haanappel und R. Akkerman.** „Shear characterisation of uni-directional fibre reinforced thermoplastic melts by means of torsion“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 56 (2014), S. 8–26. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359835X13002583>.
- [72] **S. Haanappel.** „Forming of UD fibre reinforced thermoplastics: A critical evaluation of intra-ply shear“. Dissertation. Universität Twente.
- [73] **S. Haanappel, R. ten Thije und R. Akkerman.** „Forming predictions of UD reinforced thermoplastic laminates“. In: *14th European conference on composite materials*. Hrsg. von **L. Kollar**. ECCM14, 2010, S. 1–10.
- [74] **H. R. Hassan.** „Plasto-mechanical model of tube bending in rotary draw bending process“. Dissertation. Siegen: Universität Siegen.
- [75] **W. Hemminger und G. Höhne.** *Grundlagen der Kalorimetrie*. Weinheim: Verl. Chemie, 1979. ISBN: 3527258272.

- [76] **F. H. Henninger.** „Beitrag zur Entwicklung neuartiger Fertigungsverfahren zur Herstellung von Bauteilen aus kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten“. Dissertation. Technische Universität Kaiserslautern, 2005. URL: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:hbz:386-kluedo-19451>.
- [77] **M. Hinkel.** „Prozessfenster für das Spannen von Rohrprofilen beim Rotationszugbiegen unter Berücksichtigung der Tribologie“. Zugl.: Siegen, Univ., Diss., 2013. Siegen: Universität Siegen.
- [78] **C. Hopmann und W. Michaeli.** *Einführung in die Kunststoffverarbeitung*. 7. Aufl. s.l.: Carl Hanser Fachbuchverlag, 2015. ISBN: 3446446273.
- [79] **S. J. Hwang und C. L. Tucker.** „Heat Transfer Analysis of Continuous Fiber/Thermoplastic Matrix Composites During Manufacture“. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 3.1 (1990), S. 41–51. ISSN: 0892-7057. (Besucht am 04.08.2017).
- [80] **I. IPC International,** Hrsg. *IPC-TM-650 Test Methods Manual: Decomposition Temperature (Td) of Laminate Material Using TGA*. 4/2006. URL: [https://www.ipc.org/TM/2-4\\_2-4-24-6.pdf](https://www.ipc.org/TM/2-4_2-4-24-6.pdf).
- [81] **T. Ishikawa und T.-W. Chou.** „Stiffness and strength behaviour of woven fabric composites“. In: *Journal of Materials Science* 17.11 (1982), S. 3211–3220. ISSN: 0022-2461.
- [82] **J. K. Jackowski, R. C. Goldstein und V. S. Nemkov.** „Induction process and coil design for welding of carbon fiber reinforced thermoplastics“. In: *SAMPE Seattle 2014*. Hrsg. von **R. Albers**. Covina, Calif.: Soc. for the Advancement of Material and Process Engineering, 2014, S. 1–15. ISBN: 9781934551165.
- [83] **M. Jehrke.** „Umformen gewebeverstärkter thermoplastischer Prepregs mit Polypropylen- und Polyamid-Matrix im Pressverfahren: Stamp forming of fabric reinforced thermoplastic prepregs with polypropylene and polyamide matrix“. Dissertation. Aachen.
- [84] **A. F. Johnson.** „Rheological model for the forming of fabric-reinforced thermoplastic sheets“. In: *Composites manufacturing* 6.3 (1995), S. 153–160. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/095671439595006K>.
- [85] **M. Junge.** „Gleitziehbiegen endlosfaserverstärkter Thermoplaste“. Dissertation. Siegen: Universität Siegen, 2015.

- [86] **S. Kawabata, M. Niwa und H. Kawai.** „3—THE FINITE-DEFORMATION THEORY OF PLAIN-WEAVE FABRICS PART I: THE BIAXIAL-DEFORMATION THEORY“. In: *Journal of the Textile Institute* 64.1 (2008), S. 21–46. ISSN: 0040-5000.
- [87] **S. Kawabata, M. Niwa und H. Kawai.** „4—THE FINITE-DEFORMATION THEORY OF PLAIN-WEAVE FABRICS. PART II: THE UNIAXIAL-DEFORMATION THEORY“. In: *Journal of the Textile Institute* 64.2 (2008), S. 47–61. ISSN: 0040-5000.
- [88] **S. Kawabata, M. Niwa und H. Kawai.** „5—THE FINITE-DEFORMATION THEORY OF PLAIN-WEAVE FABRICS. PART III: THE SHEAR-DEFORMATION THEORY“. In: *Journal of the Textile Institute* 64.2 (2008), S. 62–85. ISSN: 0040-5000.
- [89] **M. H. Kayhani, M. Shariati, M. Nourozi und M. Karimi Demneh.** „Exact solution of conductive heat transfer in cylindrical composite laminate“. In: *Heat and Mass Transfer* 46.1 (2009), S. 83–94. ISSN: 0947-7411. (Besucht am 10.08.2017).
- [90] **H. Kim, S. Yarlagadda, J. W. Gillespie, N. B. Shevchenko und B. K. Fink.** „A study on the induction heating of carbon fiber reinforced thermoplastic composites“. In: *Advanced Composite Materials* 11.1 (2002), S. 71–80. ISSN: 0924-3046.
- [91] **W. Knappe.** „Wärmeleitung in Polymeren“. In: *Fortschritte der Hochpolymeren-Forschung*. Hrsg. von **H.-J. Cantow et al.** Bd. 7/4. *Advances in Polymer Science*. Berlin und Heidelberg: Springer, 1971, S. 477–535. ISBN: 3-540-05046-9.
- [92] **E. P. Koumoulos et al.** „Research and Development in Carbon Fibers and Advanced High-Performance Composites Supply Chain in Europe: A Roadmap for Challenges and the Industrial Uptake“. In: *Journal of Composites Science* 3.3 (2019), S. 86.
- [93] **H. Kunz, K. Frauenhofer und K. Dilger.** „Induktive Erwärmung von Halbzeugen aus kohlefaserverstärkten Thermoplasten“. In: *Tagungsband zum 18. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*. Hrsg. von **B. Wielage**. Bd. 41. Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen. Chemnitz: Eigenverl., 2011, S. 251–256. ISBN: 9783000338014.

- [94] **G. N. Labeas, V. B. Watiti und C. V. Katsiropoulos.** „Thermomechanical Simulation of Infrared Heating Diaphragm Forming Process for Thermoplastic Parts“. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 21.4 (2008), S. 353–370. ISSN: 0892-7057.
- [95] **K. Lange.** „The investigation of metal forming processes as part of a technical system“. In: *Advances in Machine Tool Design and Research 1969*. Hrsg. von **S. A. Tobias und F. Koenigsberger**. Burlington: Elsevier Science, 1970, S. 485–497. ISBN: 9780080156613.
- [96] **C. Lies, A. Albert, R. Haase, R. Müller und M. Riemer.** „Metall-Kunststoff-Hybride in einem Hub“. In: *Faszination hybrider Leichtbau*. Braunschweig: ITS Automotive Nord e.V, 2016, S. 197–213. ISBN: 9783937655406.
- [97] **T.-C. Lim und S. Ramakrishna.** „Modelling of composite sheet forming: A review“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 33.4 (2002), S. 515–537.
- [98] **H. H. Lin, S. Ranganathan und S. G. Advani.** „Consolidation of Continuous Fiber Systems“. In: *Flow and rheology in polymer composites manufacturing*. Hrsg. von **S. G. Advani**. Composite materials series. Amsterdam [etc.]: Elsevier, 1994, S. 325–358. ISBN: 9780444893475.
- [99] **W. Lin und O. Buneman.** „induction-heating model for graphite fiber/thermoplastic matrix composites“. In: *SAMPE Journal* Vol. 27.6 (1991), S. 45–51.
- [100] **A. C. Long, C. D. Rudd, M. Blagdon und P. Smith.** „Characterizing the processing and performance of aligned reinforcements during preform manufacture“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 27.4 (1996), S. 247–253. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359835X95000513>.
- [101] **H. Lu, M. Schlottermuller, N. Himmel und R. Schledjewski.** „Effects of Tape Tension on Residual Stress in Thermoplastic Composite Filament Winding“. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 18.6 (2016), S. 469–487. ISSN: 0892-7057.
- [102] **K. Lucas.** *Thermodynamik: Die Grundgesetze der Energie- und Stoffumwandlungen ; mit 20 Tabellen*. 5., korrigierte und erweiterte Auflage. Springer-Lehrbuch. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006. ISBN: 9783540262657. URL: <http://site.ebrary.com/lib/alltitles/docDetail.action?docID=10245866>.

- [103] **M-Base Engineering + Software GmbH.** *CAMPUSplastics | datasheet Ultramid® B3K*. URL: <https://www.campusplastics.com/campus/en/datasheet/Ultramid%C2%AE+B3K/BASF/20/3a22f000/SI?pos=72> (besucht am 11.02.2020).
- [104] **E. E. Marotta und L. S. Fletcher.** „Thermal contact conductance of selected polymeric materials“. In: *Journal of Thermophysics and Heat Transfer* 10.2 (1996), S. 334–342. ISSN: 0887-8722. (Besucht am 07.01.2020).
- [105] **T. A. Martin, D. Bhattacharyya und I. F. Collins.** „Bending of fibre-reinforced thermoplastic sheets“. In: *Composites manufacturing* 6.3-4 (1995), S. 177–187.
- [106] **Maru Hachi Corp.** *Material Data Sheet MCP1223-2018-01*. URL: <https://maruhachi.eu/> (besucht am 12.02.2020).
- [107] **Maru Hachi Corp.** *Material Data Sheet MCP1239-2018-01*. URL: <https://maruhachi.eu/> (besucht am 12.02.2020).
- [108] **M. Mason und I. Coleman.** *Study of the surface emissivity of textile fabrics and materials in the 1 to 15 micro range*. Cambridge, Massachusetts, 1967. (Besucht am 14.02.2020).
- [109] **K. Matsushita, T. Furushima, K. Tada und K. Manabe.** „Spring-in Behavior of Crystalline CFRTP Sheet after Thermal U-bending“. In: *Procedia Engineering* 184 (2017), S. 560–566. ISSN: 18777058.
- [110] **J. C. Maxwell.** *A Treatise on Electricity and Magnetism*. 3. Aufl. Dover Publications, 1954. ISBN: 0-486-60636-8.
- [111] **T. M. McBride und J. Chen.** „Unit-cell geometry in plain-weave fabrics during shear deformations“. In: *Composites Science and Technology* 57.3 (1997), S. 345–351. ISSN: 02663538.
- [112] **R. McCool et al.** „Thermoforming carbon fibre-reinforced thermoplastic composites“. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications* 226.2 (2012), S. 91–102. ISSN: 1464-4207. (Besucht am 17.07.2017).
- [113] **G. B. McGuinness und C. M. ÓBrádaigh.** „Characterisation of thermoplastic composite melts in rhombus-shear: The picture-frame experiment“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 29.1 (1998), S. 115–132.
- [114] **U. Meinberg und F. Topolewski.** *Lexikon der Fertigungsleittechnik: Begriffe, Erläuterungen, Beispiele*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1995. ISBN: 9783642793264. URL: <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-79325-7>.



- [115] **G. Menges und T. Bartilla.** „Polymerization of epsilon-caprolactam in an extruder: Process analysis and aspects of industrial application“. In: *Polymer Engineering and Science* 27.16 (1987), S. 1216–1220. ISSN: 0032-3888.
- [116] **G. Menges, W. Michaeli, E. Haberstroh und E. Schmachtenberg.** *Menges Werkstoffkunde Kunststoffe*. 6. Aufl. München: Hanser, 2011. ISBN: 3446427627.
- [117] **W. Michaeli, A. Biswas und R. Brambrink.** „Heat transfer in fabric-reinforced thermoplastics - From the thermal properties to the transients during forming“. In: *ICCE/2, Second International Conference on Composites Engineering*. Hrsg. von **D. Hui**. Bd. 2. Cornell University: International Community for Composites Engineering, 1995, S. 71–72.
- [118] **A. M. Murtagh, J. J. Lennon und P. J. Mallon.** „Surface friction effects related to pressforming of continuous fibre thermoplastic composites“. In: *Composites manufacturing* 6.3 (1995), S. 169–175.
- [119] **J. D. Muzzy, X. Wu und J. S. Colton.** „Thermoforming of high performance thermoplastic composites“. In: *Polymer Composites* 11.5 (1990), S. 280–285. ISSN: 0272-8397.
- [120] **N.N. BASF Ultramid Sortimentübersicht.** URL: <https://www.albis.com/de/products/products-brands/basf/basf-ultramid> (besucht am 07.01.2020).
- [121] **B. Neitzel, C. Fiebig und M. Koch.** „Influence of fiber undulation on the mechanical properties of fiber reinforced plastics“. In: *Engineering for a Changing World: Proceedings; 59th IWK, Ilmenau Scientific Colloquium, Technische Universität Ilmenau, September 11-15, 2017* 59, 2017.2.3.03 (2017). URL: [https://www.db-thueringen.de/receive/dbt\\_mods\\_00033163](https://www.db-thueringen.de/receive/dbt_mods_00033163).
- [122] **M. Neitzel, P. Mitschang und U. Breuer,** Hrsg. *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*. 2., aktualisierte und erweiterte Auflage. München: Hanser, 2014. ISBN: 9783446436978.
- [123] **M. Nguyen, I. Herszberg und R. Paton.** „The shear properties of woven carbon fabric“. In: *Composite Structures* 47.1 (1999), S. 767–779. ISSN: 0263-8223.
- [124] **M. Norouzi, S. M. Rezaei Niya, M. H. Kayhani, M. Shariati, M. Karimi Demneh und M. S. Naghavi.** „Exact Solution of Unsteady Conductive Heat Transfer in Cylindrical Composite Laminates“. In: *Journal of Heat Transfer* 134.10 (2012), S. 101301. ISSN: 00221481.

- [125] **C. M. Ó Brádaigh.** „Sheet forming of composite materials“. In: *Flow and rheology in polymer composites manufacturing*. Hrsg. von **S. G. Advani**. Bd. 10. Composite materials series. Amsterdam [etc.]: Elsevier, 1994, S. 517–569. ISBN: 9780444893475.
- [126] **K. Oberbach, F. Pabst und H. Saechtling.** *Kunststoff-Taschenbuch: Mit 223 Tafeln*. 28., überarb. und aktualisierte Ausg. München: Hanser, 2001. ISBN: 3446216057.
- [127] **T. Okada, R. Ishige und S. Ando.** „Analysis of Thermal Radiation Properties of Polyimide and Polymeric Materials Based on ATR-IR spectroscopy“. In: *Journal of Photopolymer Science and Technology* 29.2 (2016), S. 251–254. ISSN: 0914-9244.
- [128] **R. K. Okine.** „Analysis of Forming Parts from Advanced Thermoplastic Composite Sheet Materials“. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 2.1 (2016), S. 50–76. ISSN: 0892-7057. (Besucht am 18.07.2017).
- [129] **Z. Padoveca, M. Růžička und V. Stavrovsky.** „Springback analysis of thermoplastic composite plates“. In: *Applied and Computational Mechanics* 6.1 (2012), S. 25–34.
- [130] **A. C. Pipkin und T. G. Rogers.** „Plane Deformations of Incompressible Fiber-Reinforced Materials“. In: *Journal of Applied Mechanics* 38.3 (1971), S. 634. ISSN: 00218936.
- [131] **M. Planck.** „Ueber das Gesetz der Energieverteilung im Normalspectrum“. In: *Annalen der Physik* 309.3 (1901), S. 553–563. ISSN: 1521-3889.
- [132] **C. G. Pohl.** „Umformen endlosfaserverstärkter, thermoplastischer Kunststoffe durch Differenzdruck bei nicht-isothermer Prozeßführung: Forming of continuous fiber reinforced thermoplastics using differential pressure in a non-isothermal process“. Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 1999. Aachen: RWTH Aachen.
- [133] **K. D. Potter.** „The influence of accurate stretch data for reinforcements on the production of complex structural mouldings: Part 1. Deformation of aligned sheets and fabrics“. In: *Composites* 10.3 (1979), S. 161–167. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/001043617990291X>.

- [134] **A. G. Prodromou und J. Chen.** „On the relationship between shear angle and wrinkling of textile composite preforms“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 28.5 (1997), S. 491–503. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359835X96001509>.
- [135] **E. Reese.** „Biegeverfahren und Biege- sowie Fertigungsanlage für thermoplastische Faserverbundrohre“. DE102012005973A1. **Daimler AG.** 23.03.2012. URL: <https://depatisnet.dpma.de/DepatisNet/depatisnet?action=pdf&docid=DE102012005973A1>.
- [136] **S. Reich.** „Stützelement zum Biegen von Rohren aus thermoplastischen Kunststoffen“. DE000010146127B4. **MAN Truck & Bus AG.** 19.09.2001. URL: <https://depatisnet.dpma.de/DepatisNet/depatisnet?action=pdf&docid=DE000010146127B4>.
- [137] **J. Reuter, J. Böcking und B. Engel.** „End-forming of Continuous Fibre-reinforced Thermoplastic Tubes“. In: *Procedia Manufacturing* 47 (2020), S. 190–196. ISSN: 23519789.
- [138] **R. E. Robertson, E. S. Hsiue, E. N. Sickafus und G. S. Y. Yeh.** „Fiber rearrangements during the molding of continuous fiber composites. I. Flat cloth to a hemisphere“. In: *Polymer Composites* 2.3 (1981), S. 126–131. ISSN: 0272-8397.
- [139] **R. E. Robertson, E. S. Hsiue und G. S. Y. Yeh.** „Continuous fiber rearrangements during the molding of fiber composites. II. Flat cloth to a rounded cone“. In: *Polymer Composites* 5.3 (1984), S. 191–197. ISSN: 0272-8397.
- [140] **R. P. A. Rocha und M. E. Cruz.** „Computation of the effective conductivity of unidirectional fibrous composites with an interfacial thermal resistance“. In: *Numerical Heat Transfer, Part A: Applications* 39.2 (2001), S. 179–203. ISSN: 1040-7782.
- [141] **T. G. Rogers.** „Rheological characterization of anisotropic materials“. In: *Composites* 20.1 (1989), S. 21–27. (Besucht am 30.03.2017).
- [142] **S. Ropers, M. Kardos und T. A. Osswald.** „A thermo-viscoelastic approach for the characterization and modeling of the bending behavior of thermoplastic composites“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 90 (2016), S. 22–32.
- [143] **R. Rudolf, P. Mitschang und M. Neitzel.** „Induction heating of continuous carbon-fibre-reinforced thermoplastics“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 31.11 (2000), S. 1191–1202.

- [144] **U. Sachs und R. Akkerman.** „Viscoelastic bending model for continuous fiber-reinforced thermoplastic composites in melt“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 100 (2017), S. 333–341. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359835X17302221>.
- [145] **T. E. Saliba, R. A. Servais und D. P. Anderson.** „Modelling of Heat Transfer During the Processing of Thermoplastic Composites“. In: *Proceedings of the American Society for Composites*. Proceedings of the American Society for Composites technical conference. Lancaster: Technomic Pub. Co, 1988, S. 459–467. ISBN: 0877626383.
- [146] **B. Sawaf, M. N. Ozisik und Y. Jarny.** „An inverse analysis to estimate linearly temperature dependent thermal conductivity components and heat capacity of an orthotropic medium“. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 38.16 (1995), S. 3005–3010. ISSN: 00179310. (Besucht am 04.08.2017).
- [147] **R. Schledjewski und M. Latrille.** „Processing of unidirectional fiber reinforced tapes—fundamentals on the way to a process simulation tool (ProSimFRT)“. In: *Composites Science and Technology* 63.14 (2003), S. 2111–2118. ISSN: 02663538.
- [148] **C. Schmidt.** *Zum Innendruckumformen von Faser-Thermoplast-Kreisrohren: Zugl.: Darmstadt, Techn. Univ., Diss., 2015.* Schriftenreihe konstruktiver Leichtbau mit Faser-Kunststoff-Verbunden. Aachen: Shaker, 2015. ISBN: 9783844038675.
- [149] **L. Schulte et al.** „Cyber equipping 4.0 - FE-simulation-based setting instructions for a rotary draw-bending machine“. In: *Presentations to the XIV International Conference on Computational Plasticity (COMPLAS 2017)*. Barcelona, 2017.
- [150] **H. Schürmann.** *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden.* 2., bearbeitete und erw. Aufl. VDI-Buch. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007. ISBN: 3540721908.
- [151] **D. U. Shah, P. J. Schubel, P. Licence und M. J. Clifford.** „Determining the minimum, critical and maximum fibre content for twisted yarn reinforced plant fibre composites“. In: *Composites Science and Technology* 72.15 (2012), S. 1909–1917. ISSN: 02663538. (Besucht am 12.02.2020).
- [152] **R. Siegel, J. R. Howell und J. Lohrengel.** *Wärmeübertragung durch Strahlung: Teil 1 Grundlagen und Materialeigenschaften.* Wärme- und Stoffübertragung. Berlin und Heidelberg: Springer, 1988. ISBN: 9783540184966. URL: <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-83267-3>.

- [153] **A. J. Smiley und R. B. Pipes.** „Analysis of the Diaphragm Forming of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastics“. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 1.4 (1988), S. 298–321. ISSN: 0892-7057. (Besucht am 14.02.2017).
- [154] **J. R. Smith, U. K. Vaidya und J. K. Johnstone.** „Analytical modeling of deformed plain woven thermoplastic composites“. In: *International Journal of Material Forming* 7.4 (2014), S. 379–393. ISSN: 1960-6214. URL: <https://doi.org/10.1007/s12289-013-1133-z>.
- [155] **D. Soulat, A. Cheruet und P. Boisse.** „Simulation of continuous fibre reinforced thermoplastic forming using a shell finite element with transverse stress“. In: *Computers & Structures* 84.13-14 (2006), S. 888–903. ISSN: 00457949. (Besucht am 14.07.2017).
- [156] **J. F. Springorum.** „Werkstoffmechanische Einflussfaktoren auf die Zahnfußtragfähigkeit von Passverzahnungen auf Hohlwellen“. Dissertation. Siegen: Universität Siegen, 2019.
- [157] **V. K. Stokes.** „Experiments on the induction welding of thermoplastics“. In: *Polymer Engineering & Science* 43.9 (2003), S. 1523–1541. ISSN: 0032-3888.
- [158] **A. B. Strong.** *Fundamentals of composites manufacturing: Materials, methods, and applications*. 2. ed. Dearborn, Mich.: Soc. of Manufacturing Engineers, 2008. ISBN: 9780872638549.
- [159] **G. J. Sweeney, P. F. Monaghan, M. T. Brogan und S. F. Cassidy.** „Reduction of infra-red heating cycle time in processing of thermoplastic composites using computer modelling“. In: *Composites manufacturing* 6.3 (1995), S. 255–262.
- [160] **A. S. Tam und T. G. Gutowski.** „The kinematics for forming ideal aligned fibre composites into complex shapes“. In: *Composites manufacturing* 1.4 (1990), S. 219–228.
- [161] **J.-Q. Tarn.** „A state space formalism for anisotropic elasticity“. In: *International Journal of Solids and Structures* 39.20 (2002), S. 5157–5172. ISSN: 0020-7683.
- [162] **D. Tatsuno, T. Yoneyama, K. Kawamoto und M. Okamoto.** „Production system to form, cut, and join by using a press machine for continuous carbon fiber-reinforced thermoplastic sheets“. In: *Polymer Composites* 39.7 (2018), S. 2571–2586. ISSN: 0272-8397.
- [163] **D. Tatsuno, T. Yoneyama, K. Kawamoto und M. Okamoto.** „Hot press forming of thermoplastic CFRP sheets“. In: *Procedia Manufacturing* 15 (2018), S. 1730–1737. ISSN: 23519789.

- [164] **Tecknowledge Sàrl.** *Composite Materials Database*. Schweiz, 2020. URL: [900GPa.com](http://900GPa.com).
- [165] **TEIJIN.** *Teijin's Serebo® Now in Use for General Motors as World's First CFRTP for High-volume Production Vehicles*. 2019. URL: [https://www.teijin.com/news/2019/20190507\\_0510.html](https://www.teijin.com/news/2019/20190507_0510.html) (besucht am 06.08.2020).
- [166] **R. H. W. ten Thije, R. Akkerman, L. van der Meer und M. P. Ubbink.** „Toolply friction in thermoplastic composite forming“. In: *International Journal of Material Forming* 1.1 (2008), S. 953–956. ISSN: 1960-6206.
- [167] **Toray Composite Materials America, Inc.** *Technical Datasheet T700S*. URL: [https://www.toraycma.com/file\\_viewer.php?id=5116](https://www.toraycma.com/file_viewer.php?id=5116) (besucht am 06.01.2020).
- [168] **Toray TCAC Holding B.V.** *Toray Cetex® TC910 - Toray Advanced Composites*. URL: <https://www.toraytac.com/product-explorer/products/r2Vf/Toray-Cetex-TC910> (besucht am 13.02.2020).
- [169] **H. Ulrich, T. Dyllick und G. J. B. Probst.** *Management: Hrsg. von Thomas Dyllick u. Gilbert J. B. Probst*. Bd. 13. Schriftenreihe Unternehmung und Unternehmungsführung. Bern & Stuttgart: Haupt, 1984. ISBN: 325803446X.
- [170] **K. van Rijswijk und H. E. N. Bersee.** „Reactive processing of textile fiber-reinforced thermoplastic composites – An overview“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38.3 (2007), S. 666–681. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359835X06002247>.
- [171] **K. Vanclooster, S. V. Lomov und I. Verpoest.** „Investigation of interply shear in composite forming“. In: *International Journal of Material Forming* 1.S1 (2008), S. 957–960. ISSN: 1960-6206.
- [172] **P. Vatter.** „Sensitivitätsanalyse des 3-Rollen-Schubbiegens auf Basis der Finite Elemente Methode“. Zugl.: Erlangen-Nürnberg, Univ., Diss., 2014. Bamberg: Universität Erlangen-Nürnberg.
- [175] **W. Muehlen.** *Grenzen verschieben bei Sport und Spiel*. 2020. URL: <https://www.chemanager-online.com/restricted-files/195422> (besucht am 06.08.2020).

- [176] **J. Wang, J. K. Carson, M. F. North und D. J. Cleland.** „A new approach to modelling the effective thermal conductivity of heterogeneous materials“. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 49.17-18 (2006), S. 3075–3083. ISSN: 00179310. (Besucht am 10.08.2017).
- [177] **P. Wang, N. Hamila und P. Boisse.** „Thermoforming simulation of multilayer composites with continuous fibres and thermoplastic matrix“. In: *Composites Part B: Engineering* 52 (2013), S. 127–136. ISSN: 13598368. (Besucht am 14.08.2017).
- [178] **S. Wen et al.** „Thermal contact resistance between the surfaces of silicon and copper crucible during electron beam melting“. In: *International Journal of Thermal Sciences* 74 (2013), S. 37–43. ISSN: 12900729. (Besucht am 07.01.2020).
- [179] **H. Windisch.** *Thermodynamik: Ein Lehrbuch für Ingenieure.* 6., durchgesehene und bibliographisch ergaenzte Auflage. München, Wien: De Gruyter Oldenbourg, 2017. ISBN: 9783110533682. URL: <https://doi.org/10.1515/9783110533576>.
- [180] **Wirtschaftsvereinigung Stahlrohre e.V.** *Marktbericht 2021.* URL: <https://www.wv-stahlrohre.de/markt/> (besucht am 08.12.2022).
- [181] **W. L. Wolfe,** Hrsg. *The infrared handbook.* Revised edition, 4. print. IRIA series in infrared & electro-optics. Ann Arbor, Mich.: Environmental Research Institute of Michigan, 1993. ISBN: 096035901X.
- [182] **M.-h. Wu, G.-l. Mo und Y.-y. Yu.** „Numerical solution of geodesic through two given points on a simple surface“. In: *Journal of Zhejiang University SCIENCE A* 7 (2006), S. 187–192.
- [183] **H. Zhang, T. L. Hu und J. C. Zhang.** „Surface emissivity of fabric in the 8–14 micro waveband“. In: *Journal of the Textile Institute* 100.1 (2009), S. 90–94. ISSN: 0040-5000.

## Normenverzeichnis

- [40] *DIN 51007.* Techn. Ber. Thermische Analyse (TA) - Differenz-Thermoanalyse (DTA) und Dynamische Differenzkalorimetrie\_(DSC) - Allgemeine Grundlagen. Berlin, 2019.
- [41] *DIN 8586.* Techn. Ber. Fertigungsverfahren Biegeumformen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Berlin, 2003.

- 
- [42] *DIN EN ISO 11357-1*. Techn. Ber. Kunststoffe - Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC) - Teil 1: Allgemeine Grundlagen. Berlin, 2017.
- [43] *DIN EN ISO 527-1*. Techn. Ber. Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften. Teil 1, Allgemeine Grundsätze (ISO 527-1:2019). Berlin, 2019.
- [44] *DIN EN ISO 527-5*. Techn. Ber. Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 5: Prüfbedingungen für unidirektional faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe. Berlin, 2010.
- [173] *VDI 3430*. Techn. Ber. Rotationszugbiegen von Profilen. Berlin, 2014.
- [174] *VDI 3431*. Techn. Ber. Biegen von Profilen - Prüfhinweise für Profilbiegebauteile. Berlin, 2016.





# A Anhang

## A.1 Daten zur thermischen Simulation

**Tabelle A.1:** Wärmeleitfähigkeit des Tapematerials (berechnet)

Temperatur °C	Wärmeleitfähigkeit $\lambda_M$ $\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$
20	0,37
220	0,27
221	0,21
250	0,21

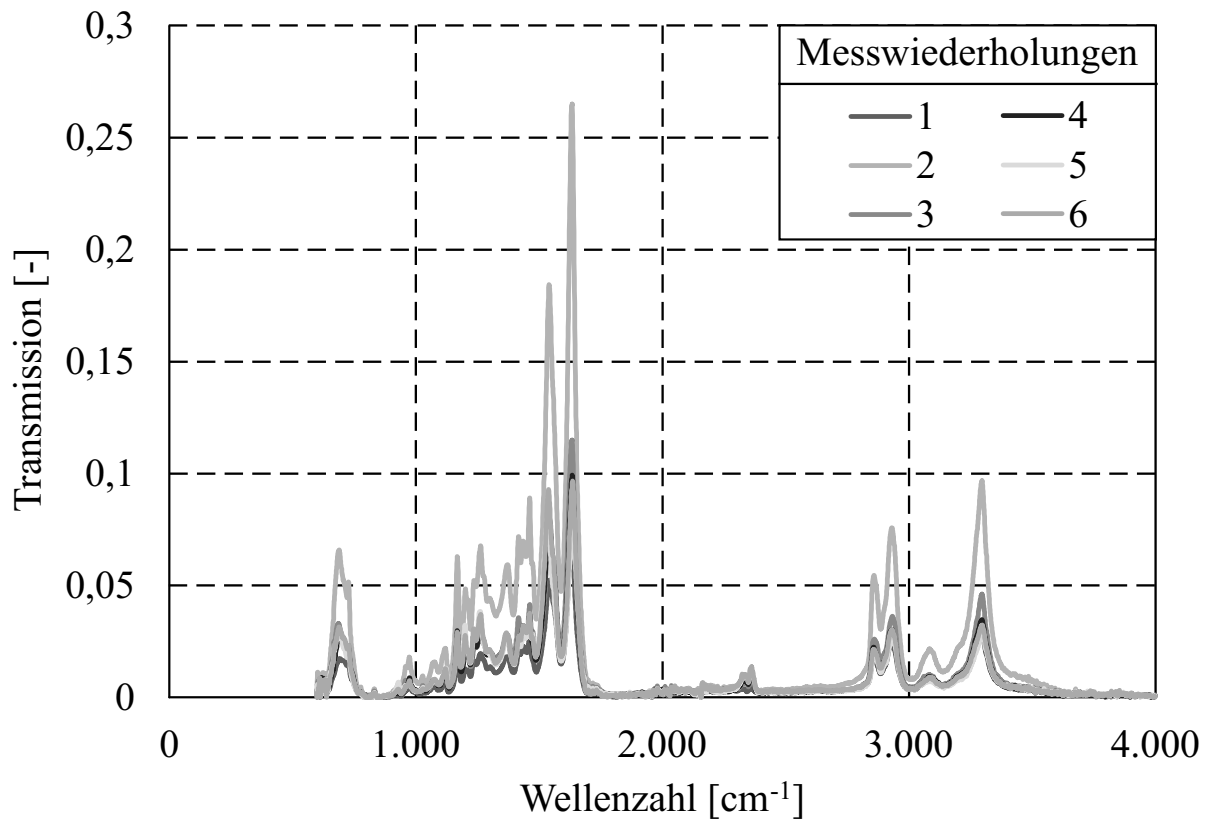
**Tabelle A.2:** spezifische Wärmekapazität (gemessen)

Temperatur °C	spez. Wärmekapazität $c_{p,M}$ $\text{J g}^{-1} \text{K}^{-1}$
26	1.228
51	1.475
76	1.643
101	1.686
111	1.691
121	1.668
131	1.647
141	1.616
151	1.613
161	1.622
171	1.653
181	1.674
191	1.646
201	1.701
211	2.465
213	2.619
216	2.775
218	3.095
221	3.510
223	3.803
226	2.850
228	1.988
231	1.850

**Tabelle A.3:** Wärmeübergangskoeffizient

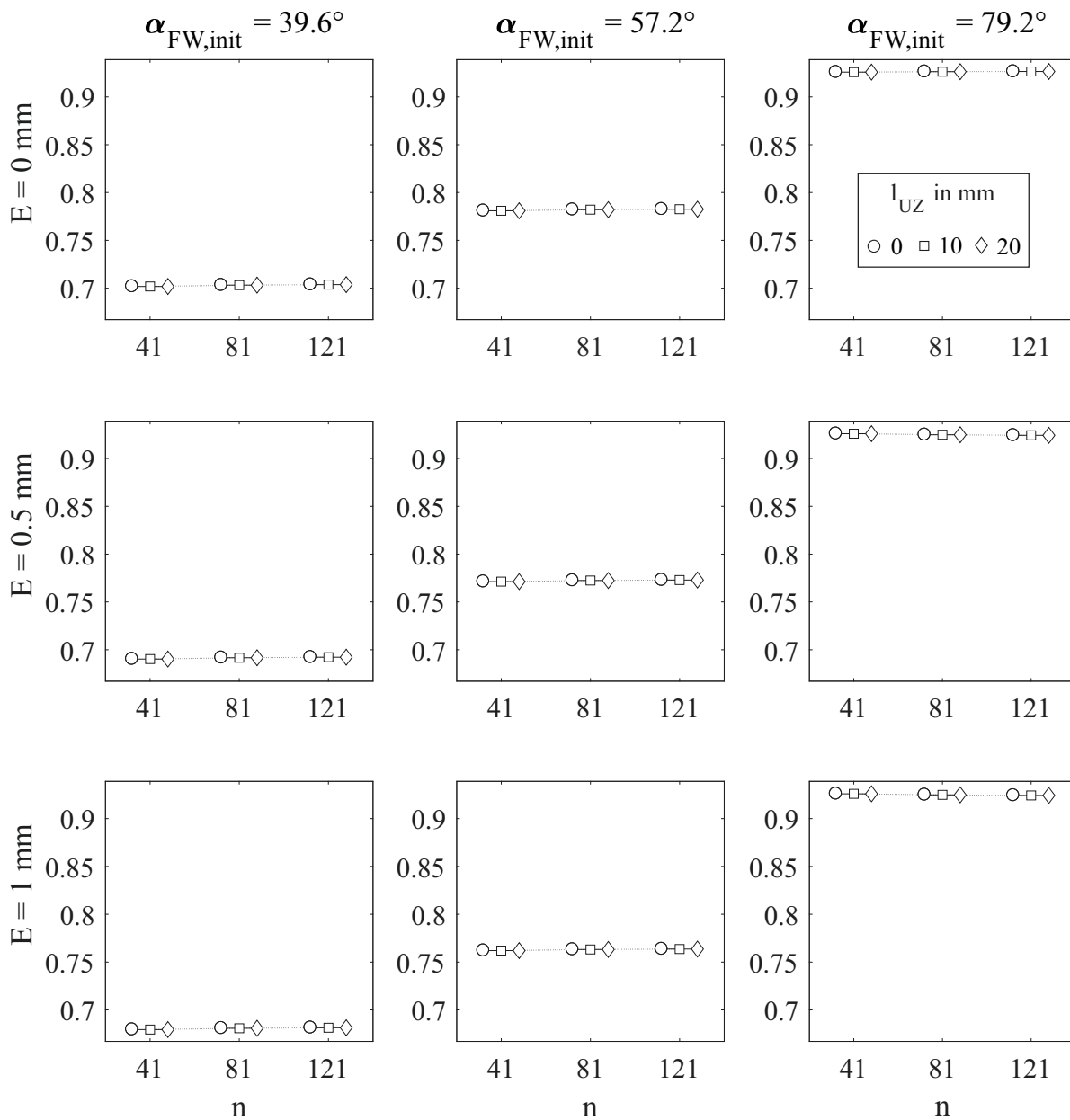
Temperatur °C	Wärmeübergangskoeffizient $\alpha_{\text{konv}}$ $\text{W m}^{-2} \text{K}^{-1}$
20	0,0003
25	0,0049
30	0,0058
35	0,0065
40	0,0070
45	0,0074
50	0,0078
55	0,0081
60	0,0084
65	0,0087
70	0,0089
75	0,0092
80	0,0094
85	0,0096
90	0,0098
95	0,0100
100	0,0102
105	0,0103
110	0,0105
115	0,0107
120	0,0108
125	0,0110
130	0,0111
135	0,0113
140	0,0114
145	0,0115
150	0,0117
155	0,0118
160	0,0119
165	0,0120
170	0,0121
175	0,0122
180	0,0124
185	0,0125
190	0,0126
195	0,0127
200	0,0128
205	0,0129
210	0,0130
215	0,0131
220	0,0132
225	0,0133
230	0,0134
235	0,0134
240	0,0135
245	0,0136
250	0,0137

## A.2 Ergebnisse der IR-Spektroskopie

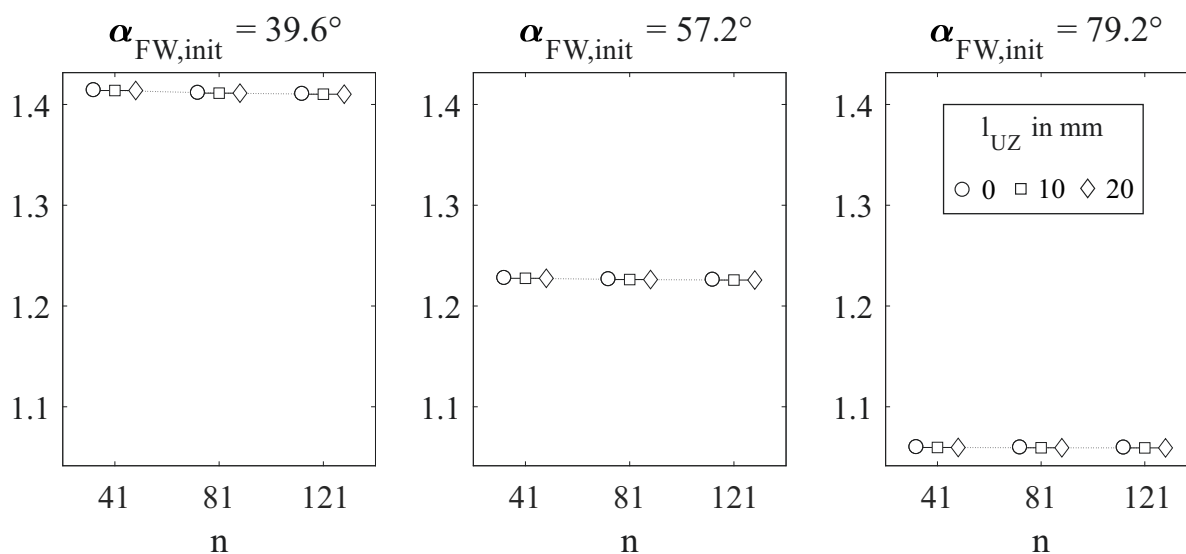


**Abbildung A.1:** Ergebnisse der IR-Spektroskopie von Celstran CFR-TP PA6 CF60-01

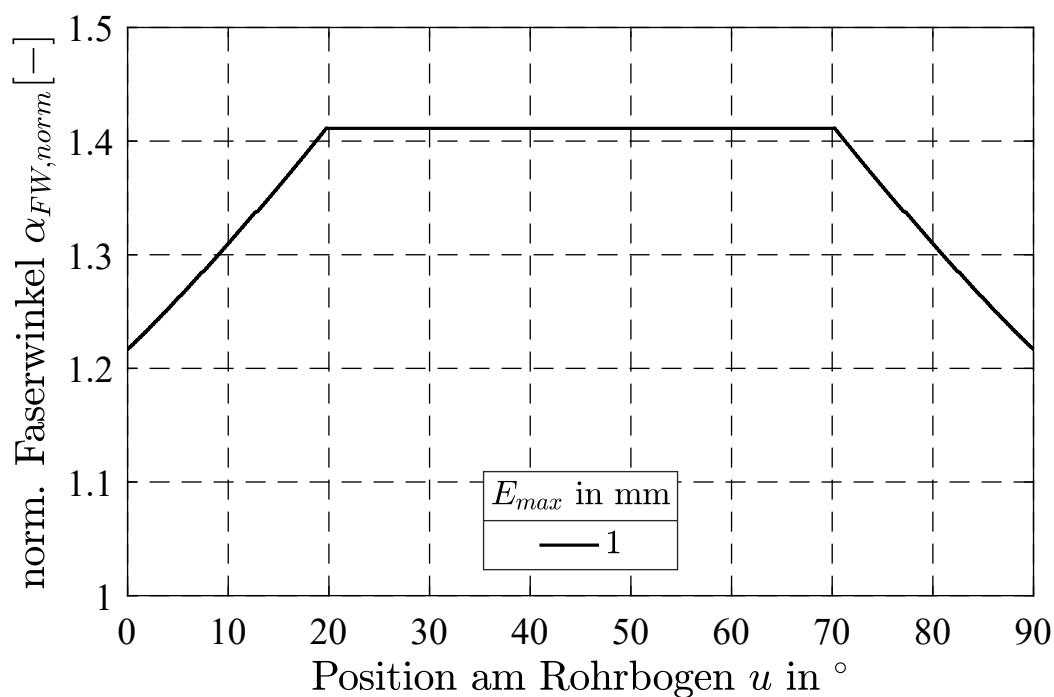
### A.3 Ergebnisse Modell Faserwinkel



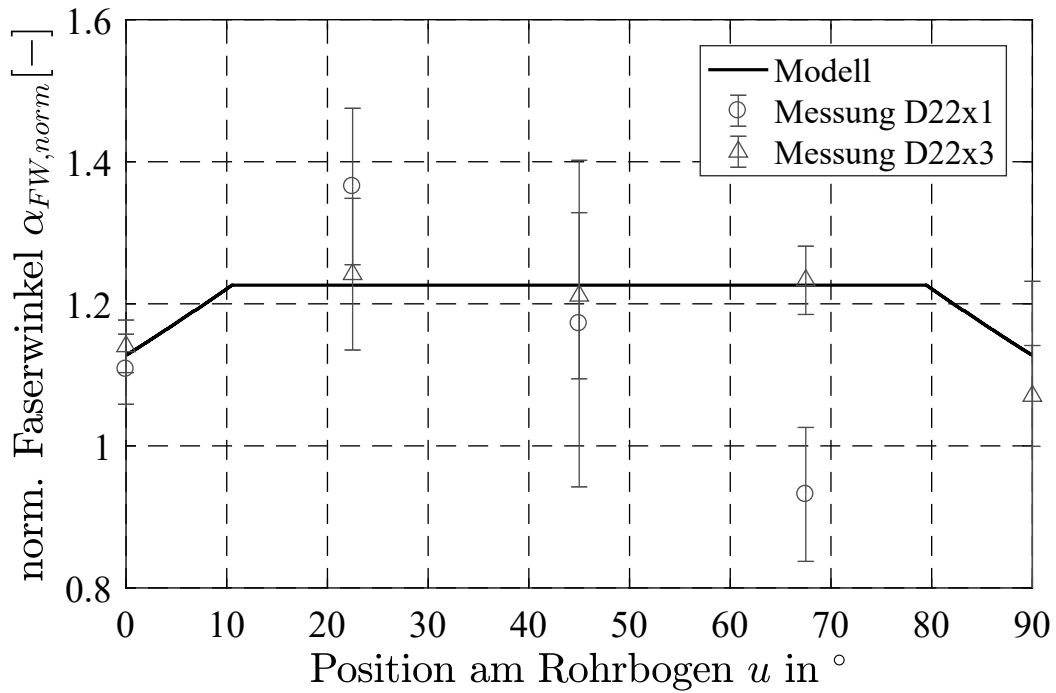
**Abbildung A.2:** Varianzanalyse des berechneten minimalen normierten Faserwinkels bei Variation der Modellparameter am Außenbogen



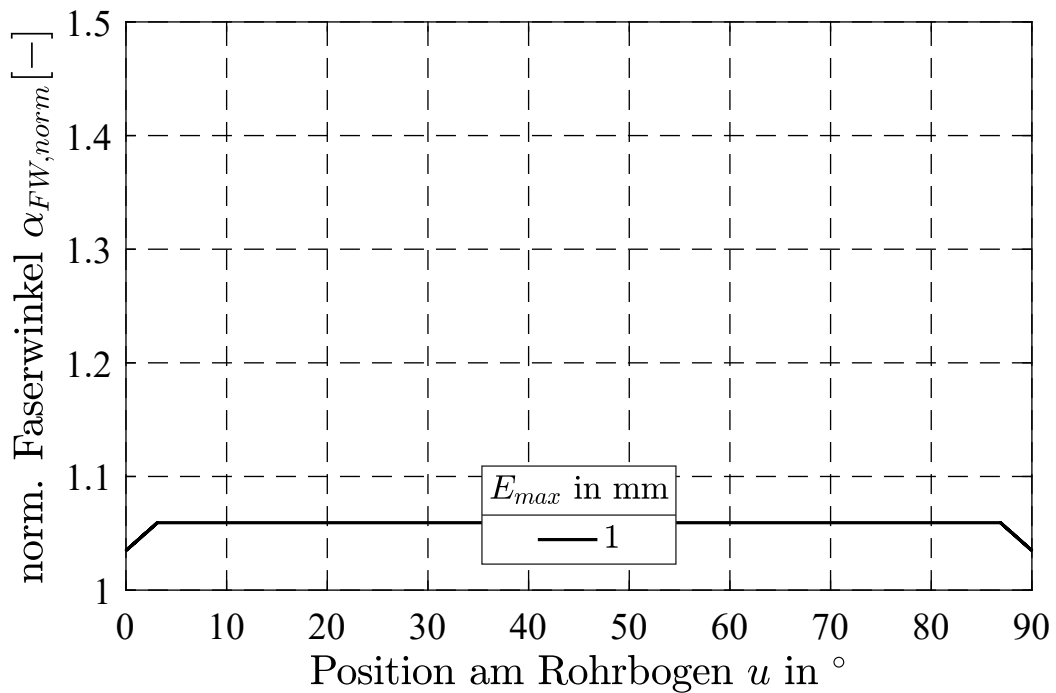
**Abbildung A.3:** Varianzanalyse des berechneten minimalen normierten Faserwinkels bei Variation der Modellparameter am Innenbogen



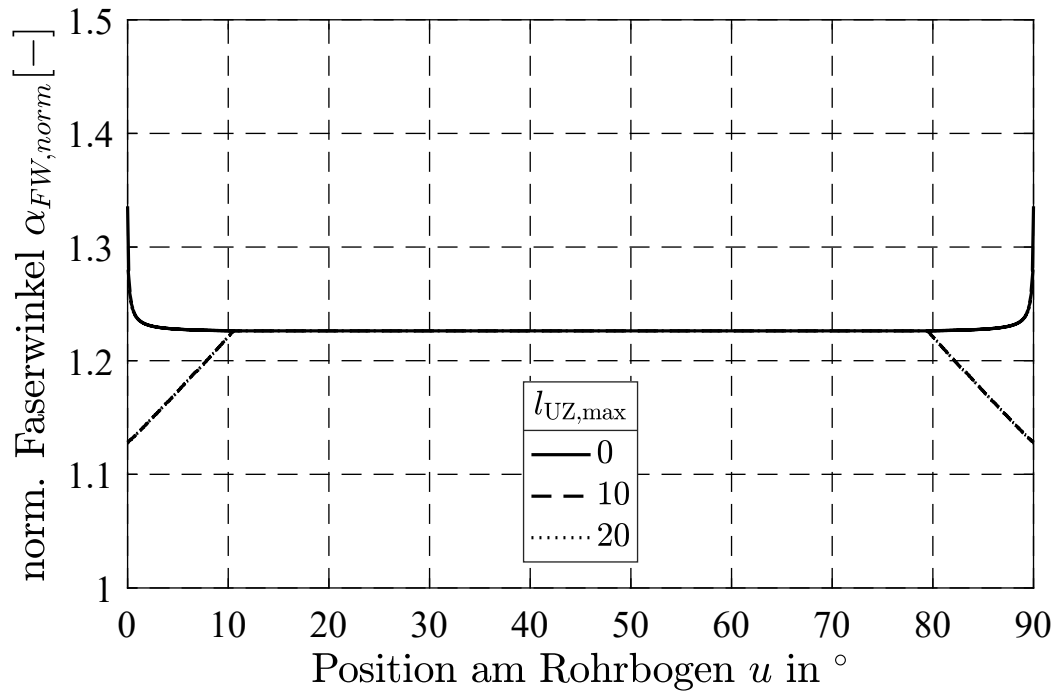
**Abbildung A.4:** Berechnete Faserwinkel am Rohrbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  und Nenn-Wickelwinkel  $45^\circ$



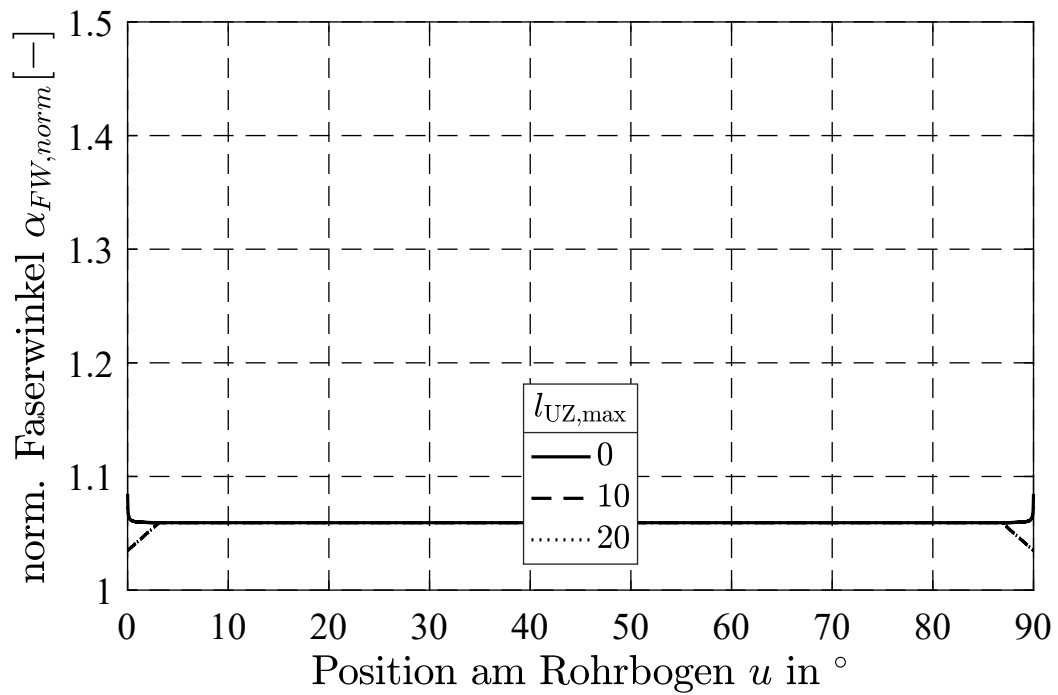
**Abbildung A.5:** Berechnete Faserwinkel am Rohrbogen bei Biege- und Nenn-Wickelwinkel  $90^\circ$  und  $55^\circ$



**Abbildung A.6:** Berechnete Faserwinkel am Rohrbogen bei Biege- und Nenn-Wickelwinkel  $90^\circ$  und  $90^\circ$



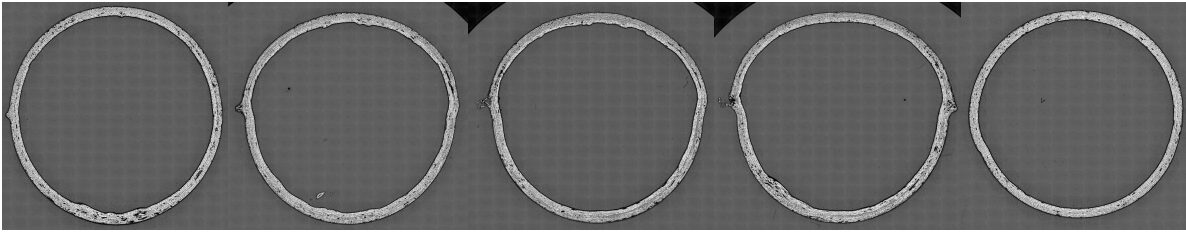
**Abbildung A.7:** Berechnete Faserwinkel am Rohraußenbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  und Nenn-Wickelwinkel  $55^\circ$



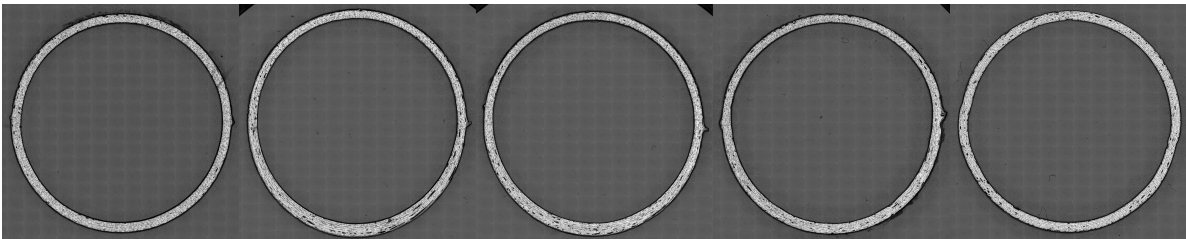
**Abbildung A.8:** Berechnete Faserwinkel am Rohraußenbogen bei Biegewinkel  $90^\circ$  und Nenn-Wickelwinkel  $90^\circ$



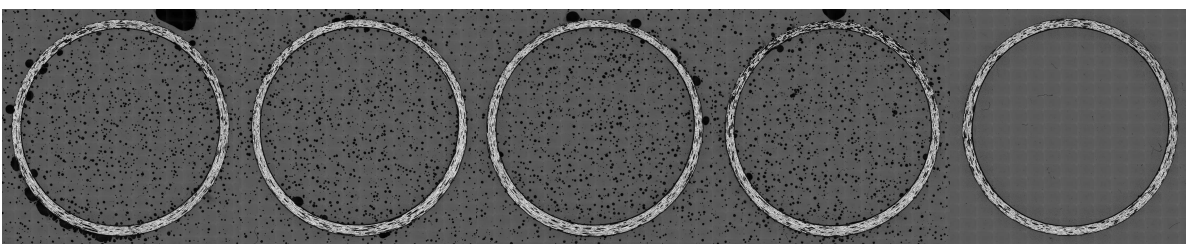
## A.4 Querschliffe der Biegeproben



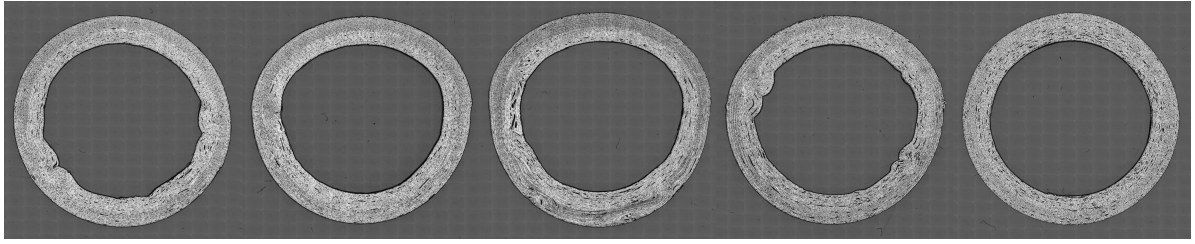
**Abbildung A.9:** Querschliffe D22x1 mit Nennwickelwinkel 45°



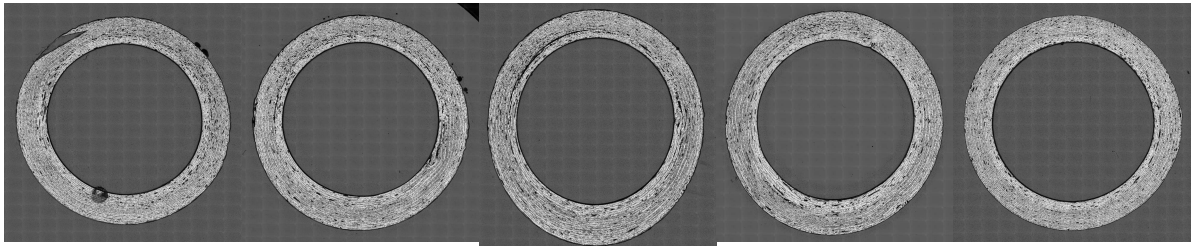
**Abbildung A.10:** Querschliffe D22x1 mit Nennwickelwinkel 55°



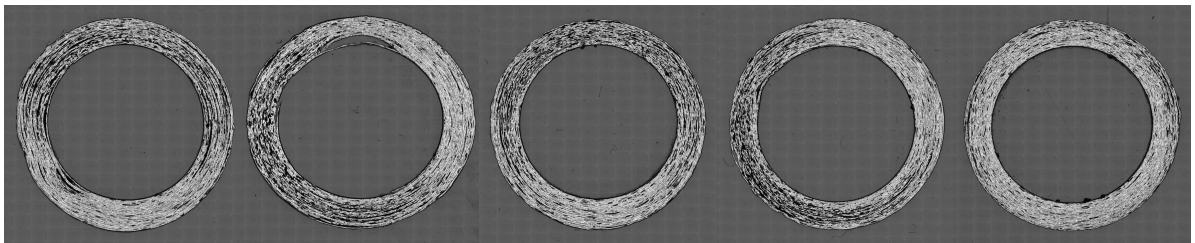
**Abbildung A.11:** Querschliffe D22x1 mit Nennwickelwinkel 90°



**Abbildung A.12:** Querschliffe D22x3 mit Nennwickelwinkel 45°



**Abbildung A.13:** Querschliffe D22x3 mit Nennwickelwinkel 55°



**Abbildung A.14:** Querschliffe D22x3 mit Nennwickelwinkel 90°



## Zum Band:

In dieser Arbeit wird ein Verfahren entwickelt, um endlosfaserverstärkte thermoplastische Verbundrohre zu biegen. Das Verfahren umfasst das Aufheizen, Formen, Rekonsolidieren und Abkühlen des Verbundrohrs. Grundlagenversuche und Biegeversuche liefern Erkenntnisse zur Umorientierung der Verstärkungsfasern während des Biegens. Diese Ergebnisse fließen in ein kinematisches Modell ein, das den resultierenden Faserwinkel im gebogenen Rohr beschreibt und durch Messdaten validiert wird.

## Zum Autor:

Nach dem Studium des allgemeinen Maschinenbaus an der Universität Siegen begann Jan Böcking als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Umformtechnik. Dort bearbeitete er Projekte zur Formung von faserverstärkter Thermoplaste und koordinierte die Projektaktivitäten in diesem Themenfeld.