

IVW - Schriftenreihe Band 138

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

Matthias Domm

**Additive Fertigung kontinuierlich
faserverstärkter Thermoplaste
mittels 3D-Extrusion**

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

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

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

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

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

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: pri-me Printservice & Medienservice
Barbarossastr. 1
67655 Kaiserslautern

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2019

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

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.
ISSN 1615-021X
ISBN 978-3-944440-35-4

Additive Fertigung kontinuierlich faser- verstärkter Thermoplaste mittels 3D-Extrusion

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Technischen Universität Kaiserslautern
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

von

Dipl.-Ing. Matthias Domm

aus Heilbronn

Tag der mündlichen Prüfung:	16.01.2020
Prüfungsvorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. Martin Ruskowski
1. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang
1. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Frank Henning

D386

Vorwort

Diese Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung Verarbeitungstechnik am Institut für Verbundwerkstoffe (IVW) in Kaiserslautern.

Besonderer Dank gilt zunächst meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang für die Erstbegutachtung meiner Arbeit sowie die Möglichkeit mich in einem hervorragenden wissenschaftlichen Umfeld weiterentwickeln zu können. Außerdem möchte ich mich für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Martin Ruskowski bedanken. Dank gebührt ebenfalls Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Henning, der mich während meines Maschinenbaustudiums am Karlsruher Institut für Technologie für die Verbundwerkstoffe zu begeistern wusste und die Zweitbegutachtung meiner Arbeit übernahm.

Bedanken möchte ich mich auch bei allen Weggefährten am IVW nicht nur für die fachliche Unterstützung in vielen Diskussionen, sondern vor allem für die gemeinsame Zeit und die geschlossenen Freundschaften. Einige Personen aus dem IVW möchte ich gerne gesondert hervorheben. Als erstes möchte ich mich ganz herzlich bei Herrn Dr.-Ing. Jens Mack für die berufliche Unterstützung sowie private Freundschaft bedanken. Er hatte großen Anteil an der Idee zum Thema dieser Arbeit. Ebenfalls bedanken möchte ich mich bei Herrn Oliver Rimmel, auf den ich mich fachlich und privat jederzeit verlassen konnte. Nicht unerwähnt bleiben sollte Herr Christian Goergen, Kapitän zu hoher See, dem ich nicht nur mein neues Hobby Segeln zu verdanken habe. Bedanken will ich mich ebenfalls bei Herrn Stephan Becker für die vielen Knoten, die er mir im realen und virtuellen Fußball in die Beine gespielt hat. Dank gebührt ebenfalls Herrn Andreas Krämer für spannende Bürostuhllennen und der gemeinsamen Nahrungssuche in den Mittagspausen. Des Weiteren möchte ich mich bei Herrn Florian Mischo für viele lustige Spieleabende und gemeinsame Segeltörns bedanken. Herrn Dr.-Ing. David Becker danke ich für seinen fachlichen Rat und eine tolle gemeinsame Geburtstagsfeier zum 30igsten. Ebenfalls möchte ich mich bei Frau Dr.-Ing. Martina Hümbert für ihre fachliche Unterstützung und ihr stets sonniges Gemüt bedanken. Dem sportlichen Engagement von Herrn Benjamin Kelkel (Coach) habe ich zudem zu verdanken, dass ich trotz der vielen Stunden im Büro und in Laboren nur leicht schnaufen muss, wenn ich die Treppe zu meiner Wohnung erklimme. Darüber hinaus gilt Frau Andrea Hauck ein besonderer Dank für ihr organisatori-

ches Management und ihre fürsorgliche Art, mit der sie die Abteilung Verarbeitungstechnik zusammengehalten hat.

Ein großer Dank geht auch an die vielen Studenten, die einen Beitrag zu dieser Arbeit geleistet haben und ohne die die Durchführung der vielen Versuche nicht möglich gewesen wäre. Namentlich erwähnen möchte ich Jonas Fischer, Stefan Weidmann, Lukas Valerius, Christian Hillenbrand, Jens Schäfer, Robert Köhler, Dennis Dockweiler, Jan Janzen, Maximilian Berndt und Florian Zapp.

Bedanken möchte ich mich auch beim Wickel-Team des IVW rund um Herrn Michael Päßler, Herrn Torsten Weick und Herrn Steven Brogdon für ihren unermüdlichen Einsatz bei unseren vielen gemeinsamen Wickelprojekten. Vielen Dank auch an das ganze Technologietransferteam, bestehend aus Frau Regina Köhne, Frau Nora Feiden, Frau Dr.-Ing. Birgit Bittmann-Hennes, Herrn Dr.-Ing. Robert Lahr und Herrn Matthias Bendler, dass ihr mich in meinem letzten halben Jahr so freundlich bei euch aufgenommen habt.

Bedanken möchte ich mich auch bei meinem langjährigen Freund Herrn Jonas Schaper, der immer ein offenes Ohr für mich hat.

Besonders wichtig ist es mir in diesem Vorwort meine Familie zu nennen, ohne die diese Arbeit und so vieles andere nie möglich gewesen wäre. Vielen Dank Martin und Petra Domm, Saskia Domm, Johann und Paul Simon sowie Tina, Micha und Elia Stroka für euren bedingungslosen Rückhalt.

Den größten Dank möchte ich meiner Freundin Roxane Wagner aussprechen, dafür, dass sie immer für mich da ist und mich aus unserer gegenseitigen Liebe so viel Kraft schöpfen lässt.

Regensburg, Mai 2020

Matthias Domm

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Verzeichnis verwendeter Abkürzungen	III
Verzeichnis verwendeter Formelzeichen	V
Kurzfassung	IX
Abstract	X
Summary	XI
1 Einleitung und Zielsetzung	1
1.1 Ausgangssituation und Problemstellung	1
1.2 Zielsetzung und Aufbau der Arbeit	4
2 Stand der Technik	6
2.1 Relevante Aspekte zu Faser-Kunststoff-Verbunden	6
2.1.1 Glasfasern und Polypropylen	8
2.1.2 Grundlagen der Verarbeitung thermoplastischer FKV	12
2.1.3 Kontinuierliche Verarbeitung thermoplastischer FKV mittels Düse	17
2.1.4 Qualitätsanalyse von Halbzeugen	20
2.2 3D-Drucken von Kunststoffen	23
2.2.1 Fertigungsverfahren	24
2.2.2 Fused Deposition Modeling Verfahren	26
2.2.3 3D-Drucken von Faser-Kunststoff-Verbunden	31
2.3 Schlussfolgerung	39
3 Konzepterstellung	40
3.1 Prozessanforderung	40
3.2 Identifikation einer geeigneten 3D-Druck Fertigungsmethode	41
3.3 Ausarbeitung eines FDM-basierten Prozesskonzepts	42
4 Anlagen- und Prozessentwicklung	46

4.1	Qualitätsanalyseverfahren zur Bewertung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplast-Stränge	46
4.1.1	Identifikation von Qualitätskriterien	46
4.1.2	Analysemethoden zur Quantifizierung der Qualitätskriterien.....	49
4.1.3	Berechnung eines Qualitätsindexes	55
4.1.4	Gewichtung der Qualitätskriterien	57
4.2	Materialauswahl und -charakterisierung	58
4.3	Entwicklung und Konstruktion einer Extrusions- und Kühleinheit.....	63
4.4	Thermische Prozesssimulation.....	69
4.4.1	Aufbau eines Prozess- und Materialmodells in COMSOL.....	69
4.4.2	Prozessauslegung mittels thermischer FE-Simulation	77
5	Einfluss kritischer Prozessparameter auf Prozessstabilität und Bauteilqualität .	82
5.1	Definition von Steuer- und Zielgrößen.....	82
5.2	Methoden zur experimentellen Untersuchung	83
5.2.1	Auswahl der Charakterisierungsmethoden.....	83
5.2.2	Versuchsplanung	88
5.2.3	Versuchsmaterialien, -aufbau und -durchführung	90
5.3	Experimentelle Untersuchung des Extrusionsprozesses.....	91
5.4	Experimentelle Untersuchung des Ablegeprozesses	97
5.4.1	Untersuchung der Einzelstrangablage	98
5.4.2	Untersuchung der Verbindung der Stränge.....	108
6	Prozesspotential und -optimierungen	116
7	Zusammenfassung	118
8	Literaturverzeichnis	120
9	Anhang.....	134
	Betreute studentische Arbeiten.....	148
	Publikationen und Konferenzbeiträge.....	149
	Lebenslauf.....	150

Verzeichnis verwendeter Abkürzungen

Kurzform	Beschreibung
3D	Dreidimensional
ABS	Acrylnitril-Butadien-Styrol-Copolymer
AF	Additive Fertigung
AF	Aramidfasern
AM	Additive Manufacturing
BMC	Bulk Moulding Compound
bspw.	Beispielsweise
bzgl.	Bezüglich
bzw.	Beziehungsweise
CAD	Computer-Aided Design
CF	Kohlenstofffaser
CLF	Continuous Lattice Fabrication
CT	Computertomographie
D	Ablage auf das Druckbett
Diff.	Differenz
DIN	Deutsches Institut für Normung
DMTA	Dynamisch-Mechanisch-Thermische Analyse
DSC	Dynamische Differenzkalorimetrie
E-Modul	Elastizitätsmodul
EN	Europäische Norm
etc.	Et cetera
FDM	Fused Deposition Modeling
FE	Finite Elemente
FIFDM	Fiber Integrated Fused Deposition Modeling
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
FTS	Faserverstärkter Thermoplaststrang
FVG	Faservolumengehalt
Gew.	Gewicht
GF	Glasfaser
I	Im Knick
i. d. R.	In der Regel
i. A.	Im Allgemeinen

ISO	International Organization for Standardization
k. A.	Keine Angabe
LFT	Langfaserverstärkter Thermoplast
MHz	Megahertz
mm	Millimeter
Mrd.	Milliarden
N	Nach dem Knick
NTC-Thermistor	Negative Temperature Coefficient Thermistor
p. a.	Per annum / pro Jahr
PA	Polyamid
PC	Personal Computer
PE	Polyethylen
PEEK	Polyetheretherketon
PLA	Poly lactide
PP	Polypropylen
PTFE	Polytetrafluorethylen
PU	Polyurethan
QITT	Qualitätsindex für Thermoplastische Tapes
QTS	Qualitätsanalyseverfahren für kontinuierlich faserverstärkte thermoplastische Stränge
R	Ablage in den Raum
Stand.abw.	Standardabweichung
STL	Standard Triangulation Language
u. a.	Unter anderem
UD	Unidirektional
UV	Ultraviolett
V	Vor dem Knick
VA-Stahl	Nichtrostender Stahl
VDI	Verein Deutscher Ingenieure
Vol.	Volumen
Wdh.	Wiederholung
z. B.	Zum Beispiel

Verzeichnis verwendeter Formelzeichen

Formelzeichen	Einheit	Beschreibung
A	mm^2	Fläche
A_A	mm^2	Flächenanteil der Ausbuchtungen des FTS-Querschnitts
A_D	mm^2	Querschnittsfläche Düsenausgang
A_E	mm^2	Querschnittsfläche extrudierter FTS
A_F	mm^2	Faserfläche
A_{FR}	mm^2	Fläche Kreissegment, Ring
A_{FS}	mm^2	Fläche Kreissegment, Kuchenstück
A_I	mm^2	Leere Fläche innerhalb des Äquivalenzkreises
A_O	mm^2	FTS-Querschnittsfläche außerhalb des Äquivalenzkreises
A_P	mm^2	Porenfläche
A_Q	mm^2	Gesamte FTS-Querschnittsfläche
b	mm	Breite einer 3-Punkt Biegeprobe
c_L	m/s	Schallgeschwindigkeit
c_p	$\text{J}/(\text{kg K})$	Spezifische Wärmekapazität
D	-	Faserverteilung
d	mm	Durchmesser
d_1	mm	Durchmesser des Düsenaustritts
d_2	mm	Durchmesser des extrudierten FTS
d_I	mm	Minimaler Abstand vom Flächenschwerpunkt zu A_I
d_O	mm	Maximaler Abstand vom Flächenschwerpunkt zu A_O
D_r	-	Faserverteilung über Radialkoordinate
D_φ	-	Faserverteilung über Winkelkoordinate
d_Z	mm	Abstand Extrusionsdüse zu Ablageebene
E	GPa	Elastizitätsmodul
F_{max}	N	Maximale Standardkraft
g	m/s^2	Erdbeschleunigung
g, g_x	-	Gewichtungsfaktor
Gr	-	Grashof-Zahl
h	mm	Höhe einer 3-Punkt Biegeprobe

h_A	mm	Durchschnittliche Höhe der FTS-Ausbuchtungen
i, j	-	Laufindex
K	m ²	Permeabilität
k	-	Isentropenexponent
k	mm	Kantenlänge
k_{max}	mm	Maximale Kantenlänge des FTS-Querschnitts
k_{min}	mm	Maximale Kantenlänge des FTS-Querschnitts
k_V	-	Variation der Kantenlänge des FTS-Querschnitts
L	m	Charakteristische Länge bei Wärmeübertragung
L	mm	Stützweite bei mechanischen Biegeversuchen
l_E	mm	Tatsächliche Stranglänge inklusive Krümmungen
L_F	m	Fließlänge, Imprägnierung
l_F	mm	Vorgegebene Förderlänge
l_k	mm	Kritische Extrusionslänge
L_S	mm	Stützweite
l_V	mm	Vertikale Stranglänge
m	kg	Masse
m, n	-	Anzahl ganzzahliger Elemente einer Datenmenge
Nu	-	Nußelt-Zahl
Nu_{eK}	-	Nußelt-Zahl für erzwungene Konvektion
Nu_{fK}	-	Nußelt-Zahl für freie Konvektion
P, uP_x	-	Position, umgedrehte Position
p	bar	Druck
p_1	bar	Luftdruck vor Auslass Kühldüse
p_2	bar	Luftdruck nach Auslass Kühldüse
p_L	bar	Luftdruck, Zuleitung Kühldüsen
p_U	bar	Umgebungsdruck
Pr	-	Prandtl-Zahl
Q	J	Wärme
q	m ³ /s	Volumenstrom
\dot{Q}	J/s	Wärmestrom
\dot{q}	W/m ²	Wärmestromdichte
$QITS$	-	Qualitätsindex für Thermoplastische Stränge
$QITT$	-	Qualitätsindex für Thermoplastische Tapes
Q_C	-	Qualitätscluster

Q_W	-	Qualitätswert
R	-	Rundheit
r	-	Radialkoordinate, Polarkoordinatensystem
r	mm	Radius
r_{AK}	mm	Radius Äquivalenzkreis
r_{Bruch}	mm	Biegeradius beim Bruch einer runden Faser
Re	-	Reynolds-Zahl
s	variiert ¹	Standardabweichung
\bar{s}^2	variiert ¹	Mittelwert der Varianzen aller Faktorstufen- kombinationen
s_D	-	Schwellwert eines Thermoplaststrangs bei der Extrusion
s_E	variiert ¹	Standardabweichung des Effekts
s_W	variiert ¹	Sollwert
T	°C	Temperatur
T_A	°C	Temperatur des Druckbetts
T_B	°C	Berandungstemperatur eines Festkörpers
T_D	°C	Temperatur der Extrusionsdüse
T_F	°C	Fluidtemperatur
T_{FTS}	°C	Temperatur faserverstärkter Thermoplaststrang
T_g	°C	Glasübergangstemperatur
T_m	°C	Kristallitschmelztemperatur
T_S	°C	Schmelztemperatur
T_U	°C	Umgebungstemperatur
T_V	°C	Maximale Verarbeitungstemperatur
t_x	-	t-Wert zur Berechnung des Vertrauensbereichs
T_Z	°C	Zersetzungstemperatur
Var_x	-	Variabilität einer Datenmenge x
V_F	%	Faservolumengehalt
v_F	mm/min	Fördergeschwindigkeit
V_P	%	Porenvolumengehalt
w	m/s	Strömungsgeschwindigkeit
w_1	m/s	Strömungsgeschwindigkeit vor Auslass Kühldüse
w_2	m/s	Strömungsgeschwindigkeit nach Auslass Kühldüse

¹ Entspricht jeweiligem Bezugswert

\bar{x}	variiert ¹	Arithmetischer Mittelwert einer Datenmenge x
x, y, z	-	Richtung
z	m	Bezugshöhe
α	W/(m ² K)	Wärmeübergangskoeffizient
α_{fK}	W/(m ² K)	Wärmeübergangskoeffizient bei freier Konvektion
α_{eK}	W/(m ² K)	Wärmeübergangskoeffizient bei erzwungener Konvektion
α_F	°	Faserwinkel
$\overline{\alpha}_F$	°	Faserorientierung
β	1/K	Thermischer Ausdehnungskoeffizient
ε	-	Emissionskoeffizient
ε	%	Dehnung
ε_B	%	Gleichmaßdehnung
η	Pa s	Dynamische Viskosität
λ	W/(m K)	Wärmeleitfähigkeit
μ	-	Ausflusszahl, Geometriefaktor
ν	m ² /s	Kinematische Viskosität
π	-	Kreiszahl
ρ	kg/m ³	Dichte
ρ_1	kg/m ³	Dichte Luft vor Auslass Kühldüse
ρ_2	kg/m ³	Dichte Luft nach Auslass Kühldüse
σ	W/(m ² K ⁴)	Stefan-Boltzmann-Konstante
σ	MPa	Spannung
σ_m	MPa	Zugfestigkeit
$\sigma_{\varepsilon=1}$	MPa	Biegespannung bei 1 % Dehnung
$\sigma_{B,max}$	MPa	Maximale Biegespannung
φ	-	Winkelkoordinate, Polarkoordinatensystem
φ	%	Volumenanteil
\emptyset	variiert ¹	Durchschnitt
\emptyset	mm	Durchmesser
ϵ	-	In Menge enthalten

Kurzfassung

Additive 3D-Druckverfahren ermöglichen eine automatisierte wie flexible Fertigung komplexer 3D-Geometrien direkt aus einem CAD-Modell ohne die Notwendigkeit eines bauteilspezifischen Werkzeugs. Nachteil vor allem beim 3D-Drucken von Kunststoffen sind jedoch die geringen mechanischen Eigenschaften, die auf verfahrensbedingte Herausforderungen, aber auch auf eine eingeschränkte Auswahl verarbeitbarer Materialien zurückzuführen sind. Eine Möglichkeit die mechanischen Eigenschaften von Kunststoffen zu verbessern, ist die Kombination mit Verstärkungsfasern. Die höchste Verstärkungswirkung entfalten Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) wenn die Fasern kontinuierlich und in Lastrichtung vorliegen. Um ihr volles Potential zu entfalten, müssen FKV daher möglichst gut an die jeweiligen Anwendungen angepasst werden. Das erschwert eine automatisierte und effiziente Fertigung, gerade von komplexeren Strukturen. Ziel der Arbeit war daher die Entwicklung eines 3D-Verfahrens für kontinuierlich faserverstärkte Kunststoffe. Hierdurch soll das Anwendungsspektrum kunststoffbasierter 3D-Druck-Verfahren vergrößert und gleichzeitig eine effiziente sowie flexible Fertigung komplexer FKV-Strukturen ermöglicht werden. Das entwickelte Prozesskonzept basiert dabei auf 3D-Druck-Extrusionsverfahren für thermoplastische Kunststoffe. Im sogenannten Fiber Integrated Fused Deposition Modeling Prozess, kurz FIFDM, werden bereits imprägnierte Halbzeuge in Form von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplaststrängen (FTS) verarbeitet. Um die Faserorientierung frei einstellen zu können, werden die Stränge nicht wie herkömmlich nur schichtweise, sondern frei in alle Raumrichtungen positioniert. Realisiert wird dies über die Steuerung der FTS-Temperatur nach der Extrusion. Im Rahmen dieser Arbeit wurde zur Quantifizierung und zum einfachen Vergleich der Halbzeugqualität ein Qualitätsanalyseverfahren entwickelt und damit ein geeigneter FTS für weitere Prozessuntersuchungen ausgewählt. Zudem wurde eine FIFDM-Prototypenanlage entwickelt und aufgebaut. Mithilfe der thermischen Simulation des Extrusions- und Abkühlprozesses konnten thermische Prozessgrenzen auch für die 3D-Ablage im Raum definiert werden. In einer umfassenden experimentellen Prozessanalyse wurde zudem untersucht, welche Prozessparameter einen Einfluss auf verschiedene Zielgrößen der Prozessstabilität und Bauteilqualität besitzen. Ausgehend von den Erkenntnissen aus dieser Arbeit wurden eine erste Einschätzung des Prozesspotentials vorgenommen und Vorschläge zur Prozessoptimierung formuliert.

Abstract

3D printing enables automated and flexible production of complex 3D geometries directly from a CAD model without the need for a component-specific tool. However, the disadvantage, especially in the Additive Manufacturing (AM) of polymers, is the low mechanical properties, which can be attributed to process-related challenges and to a limited selection of processable materials. One way of improving the mechanical properties of polymers is to combine them with reinforcing fibers. The highest reinforcing effect for Fiber Reinforced Polymer Composites (FRPC) is achieved when the fibers are continuously present in load direction. In order to develop their full potential, FRPC must therefore be adapted as well as possible to the respective application. This complicates automated and efficient production, especially of more complex structures. The aim of the work was therefore to develop an AM process for continuously fiber-reinforced polymers. This should increase the range of applications for polymer-based AM processes and at the same time enable efficient and flexible production of complex FRPC structures. The developed process concept is based on 3D printing extrusion processes for thermoplastics. In the so-called Fiber Integrated Fused Deposition Modeling Process (FIFDM) already impregnated semi-finished products are processed in the form of continuously fiber-reinforced thermoplastic strands (FTS). In order to be able to freely adjust the fiber orientation, the strands can be positioned in all spatial directions, not just layer by layer as is the case with conventional AM systems. This is realized by controlling the FTS temperature after extrusion. As part of this work, a quality analysis method was developed for quantifying and comparing the semi-finished product quality and a suitable FTS was thus selected for further process investigations. In addition, a FIFDM prototype unit was developed and set up. With the help of thermal simulation of the extrusion and cooling process, thermal process limits could also be defined for the 3D placement in all spatial directions. In a comprehensive experimental process analysis, it was investigated which process parameters have an influence on different target parameters of process stability and component quality. Based on the results of this work, an initial assessment of the process potential was made and proposals for process optimization were formulated.

Summary

3D printing is attracting increasing interest across industries. The reason is the equally automated and flexible production of complex 3D geometries directly from a CAD model without the need for a component-specific tool. This makes it possible to break new ground, e.g. in component design, individualization or the value chain. However, the disadvantage, especially in the 3D printing of polymers, is the low mechanical properties, which can be traced back to process-related challenges and to a limited selection of processable materials. One way to improve the mechanical properties of polymers is to combine them with reinforcing fibers. Fiber Reinforced Polymer Composites (FRPC) have an excellent lightweight construction potential. The challenge in manufacturing, however, is that this potential can be fully exploited if the fibers are present in the component in a continuous form and aligned in the load direction. This makes automated production more difficult, especially for more complex structures. A symbiotic combination of 3D printing and FRPC thus has the possibility to provide solutions for the respective challenges.

The aim of this work was the development of a 3D printing process for FRPC. This should increase the range of applications for 3D printing processes based on polymers and at the same time enable efficient and flexible production of complex FRPC structures.

Within the scope of this work, a process concept was developed based on the state of the art for FRPC and 3D printing of polymers. The process concept for the so-called Fiber Integrated Fused Deposition Modeling Process (FIFDM) is based on additive extrusion processes for thermoplastics. In contrast to other 3D printing processes, extrusion-based processes offer the automated and flexible integration of continuous reinforcing fibers into the process due to the strand-like processing. For this purpose, already impregnated semi-finished products in the form of continuously fiber-reinforced thermoplastic strands (FTS) are processed in the 3D printing process. These offer the advantage of efficiently extending the time-consuming and pressure-intensive impregnation step into a correspondingly optimized processing step. In order to be able to freely adjust the fiber orientation, the strands can be positioned in all spatial directions, not just layer by layer as is the case with conventional 3D printing systems. This is to be achieved by controlling the FTS temperature after leaving the nozzles by means of active cooling.

In order to compare and quantify the quality of the continuously fiber-reinforced thermoplastic strands (FTS), a quality analysis procedure was developed. A total of 20 quality criteria are defined and methods for quantifying them are established. The quality criteria can be calculated to a quality index and weighted depending on the required application. With the help of the analysis procedure, a suitable semi-finished product was selected and characterized for process development. This is a polypropylene strand with continuous glass fiber reinforcement and a diameter of 1.9 mm.

Based on the process concept and the material selection, a FIFDM prototype unit was developed and set up, which enables a three-dimensional placement of FTS. The focus was on the extrusion and cooling device. The prototype unit allows an experimental process analysis as well as potential estimation.

With the help of the thermal finite element simulation of the extrusion and cooling developed here, the theoretical FTS temperature profile can be determined during the process. Thermal target values for the FIFDM process are the temperature of the FTS at nozzle exit as well as the duration of cooling the FTS below melting temperature after leaving the nozzle. The second is particularly important for the inherent stability of the 3D placement. Therefore, a criterion was defined with which the so-called critical solidification length can be quantified.

For a comprehensive process overview, an experimental process analysis was carried out to identify the influence of relevant process parameters such as nozzle temperature, conveying speed, cooling rate, nozzle spacing and print bed temperature on various target parameters for process stability, dimensional accuracy and material quality. For this purpose, the extrusion, the placing of single strands on the print bed and into free space as well as the joining of the strands were investigated separately. It becomes clear that the influence of the process parameters strongly depends on the target parameter and the placing scenario. Therefore, a compromise between the various target parameters and placing scenarios must be found in the process for setting the control variables. Another possibility could be the development of an intelligent process control that adapts the control variables to the respective process conditions. Other significant challenges are strand expansion and a lack of consolidation due to the low process pressure.

An application possibility for the FIFDM process could result from hybrid process combinations. Load customized and individualized 3D reinforcement frameworks with

continuous fiber reinforcement could be produced as inlays for molding processes such as the injection molding process. Although this would mean that the advantage of tool-free production would be lost, irregular surfaces and incomplete consolidation could be partially compensated by the subsequent process step. Such a process combination would also significantly increase the output quantity through a correspondingly high-volume subsequent process.

Based on the findings from this work, an FTS tailored to the FIFDM process could be developed in a further step. The quality analysis process can serve as a tool for this development. The effectiveness and robustness of the analysis process should also be verified in further investigations. Also, a FIFDM system should be built, which increases the degrees of freedom of the extrusion and cooling unit, increases the robustness of the conveyor unit and is fully automated. With this system, optima of the relevant process parameter influences could be identified, and an intelligent process control could be developed. For this purpose, the thermal simulation could be extended by the placing of the extruded FTS. In addition, the development of a path generation software for three-dimensional placing of strands is required.

1 Einleitung und Zielsetzung

Anforderungen an Produkte werden branchenübergreifend immer komplexer. Die Gründe hierfür sind vielfältig, bspw. zusätzliche Funktionsintegrationen, die Digitalisierung des Produktlebenszyklus, Klima-, Umwelt- und Sicherheitsaspekte sowie Individualisierungen und Personalisierungen. Um derartigen Anforderungen gerecht werden zu können, bedarf es u. a. zunehmend flexibler und maßgeschneiderter Material- und Fertigungslösungen. In dieser Arbeit wird daher der Ansatz verfolgt, fortschrittliche und flexibel einstellbare Materialien sowie Fertigungstechnologien derart miteinander zu kombinieren, dass sich neue Möglichkeiten für Design, Fertigung und Anwendung von Produkten ergeben.

1.1 Ausgangssituation und Problemstellung

Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) eröffnen große Werkstoffpotentiale, da im Verbund aus einem Kunststoff und bspw. Glas- oder Kohlenstofffasern die Eigenschaften der jeweils einzelnen Komponente übertroffen werden können. Die Fasern stellen dabei die lasttragende Komponente dar, die im Kunststoff eingebettet ist und durch diesen räumlich fixiert und von Umwelteinflüssen abgeschirmt wird [1, 2]. Der Werkstoff FKV bietet abhängig von der Anwendung viele Vorteile. Vor allem die spezifischen mechanischen Eigenschaften und das damit verbundene Leichtbaupotential sind, neben weiteren Vorzügen wie dem einstellbaren Verformungsverhalten, der guten Korrosionsbeständigkeit und der bei Bedarf erreichbaren geringen elektrischen Leitfähigkeit, Hauptgrund für den Einsatz von FKV. Anwendungen finden sich daher vor allem in der Luft- und Raumfahrt, der Automobilbranche, der Medizin- und Energietechnik sowie im Sport- und Freizeitbereich. Dabei sind FKV oftmals wichtiger Bestandteil technischer Lösungen für gesellschaftlich relevante Herausforderungen. So werden FKV zur Erzeugung und Speicherung erneuerbarer Energien bspw. in der Windkraft [3] und in kinetischen Energiespeichern [4] eingesetzt. Durch die Verringerung von Flugzeug- und Fahrzeuggewichten tragen sie zudem zur Reduktion der Emission von Treibhausgasen bei und ermöglichen gleichzeitig, z. B. durch mobile Wasserstoffspeicher, den breiten Einsatz neuer Antriebstechnologien wie der Brennstoffzelle [1].

FKV stellen dabei eine sehr vielseitige Werkstoffgruppe dar. Zum einen gibt es verschiedenste Kombinationsmöglichkeiten unterschiedlicher Kunststoff- und Fasermaterialien, zum anderen können Werkstoffeigenschaften wie Festigkeit und Steifigkeit

gezielt durch Menge, Position, Länge und Orientierung der Verstärkungsfasern eingestellt werden. Die höchste Verstärkungswirkung kann mit Fasern dann erzielt werden, wenn sie kontinuierlich und in Lastrichtung vorliegen. Werkstoffeigenschaften können somit nicht nur von Bauteil zu Bauteil, sondern auch innerhalb eines Bauteils variiert werden. Je spezifischer die Anpassung des FKV an die jeweilige Anforderung, desto höher ist dessen Potential und Vorteil gegenüber isotropen Werkstoffen wie Metallen, gleichzeitig aber auch die Herausforderung für die Fertigung. Daher muss meist ein Kompromiss zwischen Werkstoffpotential und fertigungsbedingter Machbarkeit eingegangen werden. Nicht zuletzt beschränken oftmals die hohen Fertigungskosten die Anwendung von FKV. Bestehende Fertigungsprozesse, mit denen eine hohe anforderungsspezifische Passfähigkeit erzielt werden kann, sind entweder mit einem hohen manuellen Aufwand, Materialverschnitt und Verbrauchsmitteln verbunden oder aber auf bestimmte Bauteilgeometrien beschränkt. Es fehlen daher effiziente Fertigungslösungen für FKV, die die Vielseitigkeit und das Potential des Werkstoffs besser ausschöpfen können [5].

Ein hohes Maß an Flexibilität in der Produktion weisen Herstellverfahren auf, die unter dem Begriff der Additiven Fertigung (AF) zusammengefasst werden. Die Verfahren zeichnen sich dadurch aus, dass Bauteile schrittweise aus Volumenelementen zusammengesetzt werden [6]. Die der AF untergeordneten 3D-Druckverfahren erlauben darüber hinaus sogar die Fertigung ohne bauteilspezifisches Werkzeug. Dies ermöglicht die individuelle Gestaltung von Bauteilen mit unterschiedlichster geometrischer Komplexität. Durch die werkzeuglose Fertigung ist zudem eine einfache Individualisierung der Produkte möglich. Darüber hinaus können ohne Umrüstung verschiedenste Bauteile hergestellt und somit Fertigungsanlagen flexibel ausgelastet sowie Bauteile auch dezentral gefertigt werden. Mittels 3D-Druck lassen sich dabei sowohl Kunststoffe als auch Metalle, Keramiken, Papier oder Gips verarbeiten.

In den letzten Jahren hat der 3D-Druck neben der industriellen Anwendung auch eine breite Öffentlichkeit erreicht. Ein Grund hierfür sind günstige Einstiegspreise für Anlagen, durch die der 3D-Druck sogar in private Haushalte Einzug gehalten hat. Dabei handelt es sich i. d. R. um extrusionsbasierte 3D-Druck-Anlagen zur Verarbeitung thermoplastischer Kunststoffe, wie bspw. in Abbildung 1.1 dargestellt.

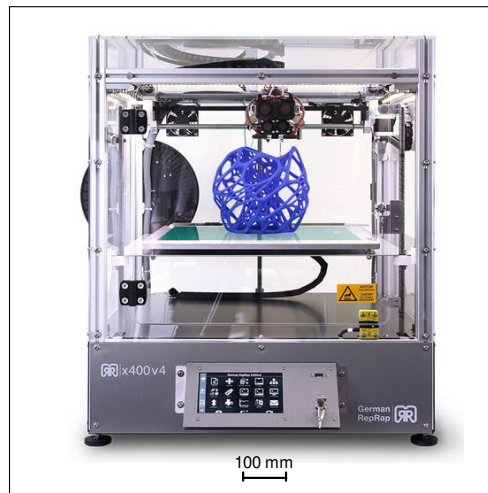


Abbildung 1.1: Extrusionsbasierte 3D-Druck-Anlage für Thermoplaste [7]

Aufgrund der einfachen Individualisierung und den entfallenden Werkzeugkosten wird der 3D-Druck in der Industrie derzeit meist für Bauteile mit kleinen Stückzahlen eingesetzt, wie z. B. im Prototypenbau oder in der Medizintechnik. Ein hohes Maß an Flexibilität, Automatisierung und Digitalisierung führt jedoch dazu, dass der 3D-Druck zunehmend auch weitere Anwendungsfelder wie die Luft- und Raumfahrt, die Automobilbranche sowie die Sport- und Freizeitindustrie erschließt. Entsprechend rasant wächst der Markt rund um den 3D-Druck. So ist der Umsatz mit Gütern und Dienstleistungen des 3D-Drucks in den letzten 5 Jahren von 4,1 auf 9,3 Mrd. US-Dollar durchschnittlich um 25 % p. a. gewachsen [8], siehe Abbildung 1.2. Das prognostizierte Wachstum soll sich in den nächsten 5 Jahren sogar auf durchschnittlich über 30 % p. a. beschleunigen [8].

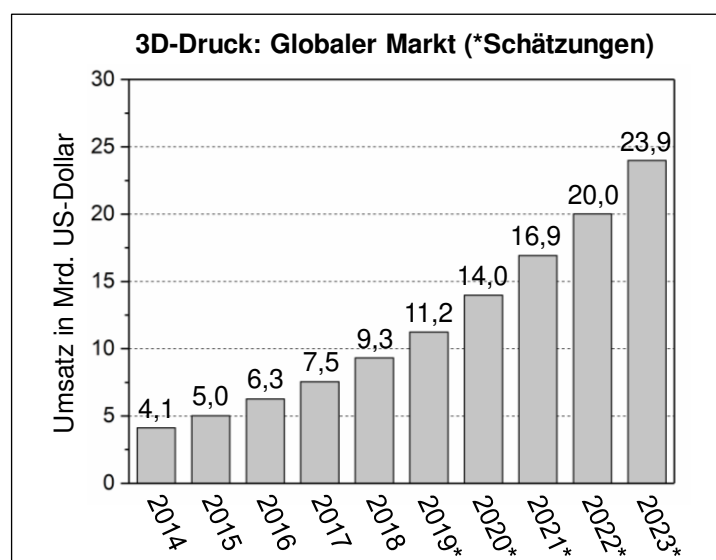


Abbildung 1.2: Globale Umsätze mit 3D-Druck-Gütern und Dienstleistungen von 2014-2018 sowie prognostizierte Umsätze von 2019-2023 in Mrd. US-Dollar nach [8]

Trotz der Vielseitigkeit des 3D-Drucks gibt es einige Einschränkungen bzgl. des Anwendungsspektrums. So sind die Verfahren aufgrund langer Taktzeiten für große Stückzahlen meist zu unwirtschaftlich. Vor allem beim kunststoffbasierten 3D-Druck zählen zudem fehlendes Prozessverständnis, die eingeschränkte Auswahl an verarbeitbaren Materialien sowie geringe erreichbare mechanische Eigenschaften zu den größten Herausforderungen. Kunststoffbasierte 3D-Druck-Verfahren werden daher zwar bereits im Rahmen von Produktentwicklungsprozessen oder zur Herstellung von Dekorationsobjekten, jedoch noch selten für die Fertigung industrieller Endprodukte eingesetzt [9]. Eine Möglichkeit die mechanischen Eigenschaften von Kunststoffen zu erhöhen, ist die Integration von Verstärkungsfasern. Die Verarbeitung von FKV birgt daher das Potential das Anwendungsspektrum für kunststoffbasierte 3D-Druck-Verfahren deutlich zu vergrößern und gleichzeitig die Palette an verarbeitbaren Werkstoffen zu erweitern.

1.2 Zielsetzung und Aufbau der Arbeit

Zielsetzung

Das übergeordnete Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung eines 3D-Druck-Prozesses zur Verarbeitung kontinuierlich faserverstärkter FKV. Hierdurch sollen entsprechend Abbildung 1.3 die werkstofflichen Vorteile der FKV mit den fertigungstechnischen Vorteilen des 3D-Drucks kombiniert werden.

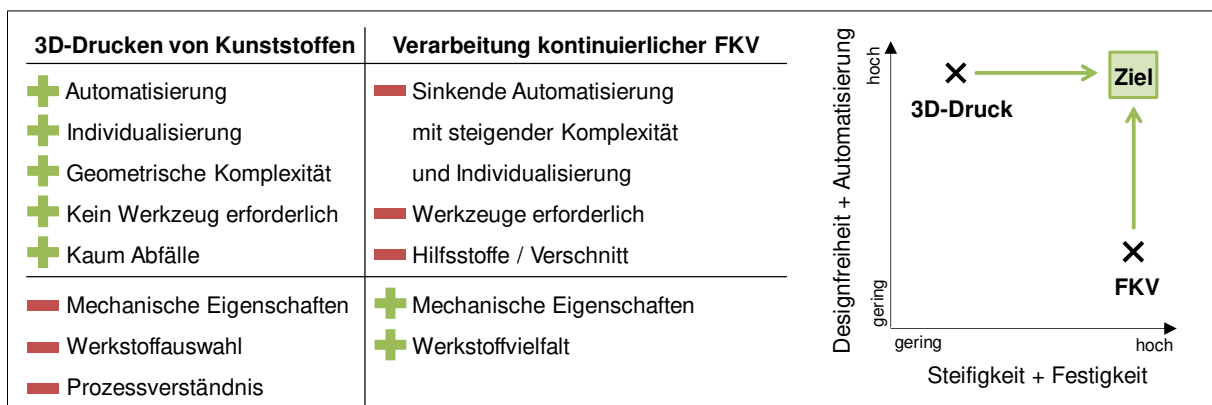


Abbildung 1.3: Übergeordnete Zielsetzung dieser Arbeit

Auf diese Weise könnte durch das automatisierte Herstellen individualisierter FKV-Strukturen deren Anisotropie gezielt genutzt und gleichzeitig das Anwendungsspektrum von Kunststoffherzeugnissen aus dem 3D-Druck durch die Erhöhung der mechanischen Eigenschaften wie Steifigkeit und Festigkeit deutlich vergrößert werden. Um

das maximale Werkstoffpotential der FKV auszuschöpfen, ist eine möglichst große Designfreiheit sowie eine richtungs- und positionsvariable Orientierung der kontinuierlichen Verstärkungsfasern im dreidimensionalen Raum erforderlich.

Aufbau der Arbeit

Der Aufbau der vorliegenden Arbeit entspricht der Vorgehensweise aus Abbildung 1.4. Basierend auf dem Stand der Technik zu FKV und 3D-Drucken von Kunststoffen werden Prozessanforderungen definiert und daraus ein Prozesskonzept entwickelt. Daran anschließend erfolgt die Prozessentwicklung, bestehend aus den drei Blöcken Material, Anlagentechnik und Prozesssimulation. Zunächst werden Anforderungen an das Ausgangsmaterial gestellt, das im Prozess verarbeitet werden soll, sowie ein entsprechender Qualitätsanalyseprozess entwickelt. Dieser soll eine Quantifizierung der Materialqualität vor der Verarbeitung ermöglichen und wird im Rahmen dieser Arbeit zur Auswahl eines geeigneten Ausgangsmaterials eingesetzt. Ausgehend von Prozesskonzept und Materialauswahl wird eine Prototypenanlage entwickelt und aufgebaut und mithilfe einer thermischen Finite Elemente Simulation erste Prozessgrenzen definiert. Im Rahmen einer umfassenden experimentellen Prozessanalyse wird der Einfluss relevanter Prozessparameter auf Prozessstabilität und Bauteilqualität identifiziert. Abschließend findet basierend auf den Erkenntnissen aus dieser Arbeit eine Abschätzung des Prozesspotentials statt. Zudem werden Vorschläge für weiterführende Prozessoptimierungen gemacht.

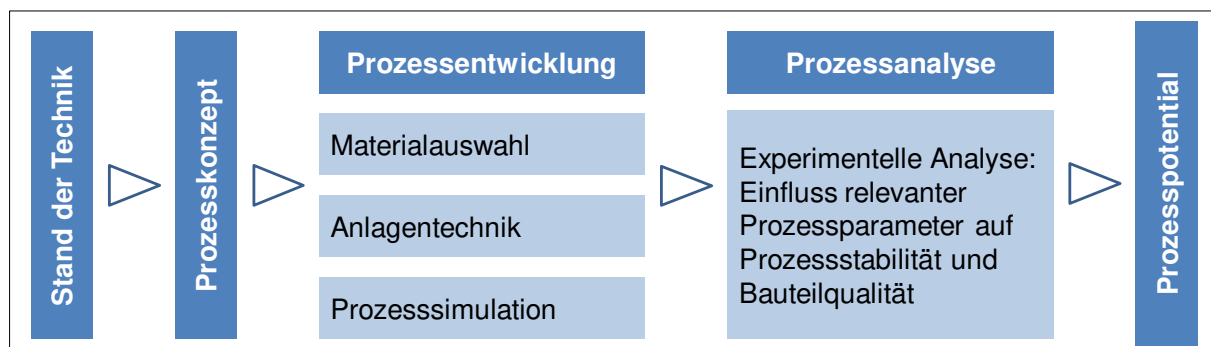


Abbildung 1.4: Aufbau der Dissertation

2 Stand der Technik

In diesem Kapitel wird der dieser Arbeit zugrundeliegende Stand der Technik von Faser-Kunststoff-Verbunden sowie dem 3D-Drucken von Kunststoffen beschrieben.

2.1 Relevante Aspekte zu Faser-Kunststoff-Verbunden

Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) zählen zur Klasse der Verbundwerkstoffe. Sie bestehen aus mindestens zwei verschiedenen Komponenten, die makroskopisch quasihomogen miteinander verbunden sind. Grund für die Kombination der Werkstoffkomponenten ist, dass diese im Verbund die Eigenschaften der Einzelkomponenten übertreffen können [2, 10]. FKV setzen sich dabei aus einer duroplastischen, thermoplastischen oder aber elastomeren Kunststoffmatrix und darin eingebetteten Fasern zusammen. Als Faserwerkstoffe kommen vor allem Glas-, Kohlenstoff-, Aramid- sowie Naturfasern zum Einsatz. Die Faserform ermöglicht es, dass ein Werkstoff noch höhere mechanische Eigenschaften als in kompakter Form erreichen kann [11]. Gründe hierfür sind u. a. die abnehmende Wahrscheinlichkeit von Werkstoffdefekten mit kleiner werdender Querschnittsfläche sowie Molekülausrichtungen. Im Verbund tragen die Fasern aufgrund ihrer hohen Festigkeit und Steifigkeit die mechanischen Belastungen. Die Kunststoffmatrix garantiert deren Zusammenhalt und zeigt sich als Interakteur mit der Umgebung maßgeblich für den Schutz der Fasern, die Einleitung äußerer Kräfte in die Fasern, die Lastübertragung zwischen den Fasern sowie die Beständigkeit gegen äußere Umwelteinflüsse zuständig. Aufgrund der sehr guten dichtetpezifischen mechanischen Eigenschaften, die mit FKV erzielt werden können, besitzen diese vor allem ein hervorragendes Leichtbaupotential. Neben den eingesetzten Werkstoffen sowie dem Volumenverhältnis zwischen Fasern und Matrix gibt es weitere Charakteristika, die die Mechanik eines FKV beeinflussen: [1, 2, 12, 13]

- Faserlänge: Gängige Faserlängen für FKV sind Kurzfasern mit 0,1 - 1 mm Länge, Langfasern mit 1 - 50 mm Länge und kontinuierliche Fasern, bei denen die Faserlänge mindestens der Länge der Bauteilabmessungen entspricht [13]. Die Verstärkungswirkung nimmt im Verbund mit der Faserlänge zu. Die höchste Verstärkungswirkung kann folglich mit kontinuierlichen Faserverstärkungen erreicht werden. Diese liegt 3 – 5 Mal höher als bei Kurz- oder Langfaserverstärkungen [12]. Wird die sogenannte kritische Faserlänge unterschritten, brechen die Verstärkungsfasern nicht, sondern werden aus der Kunst-

stoffmatrix herausgezogen. Die kritische Faserlänge entspricht damit der Krafteinleitungsstrecke, bei der ein Kräftegleichgewicht zwischen den über die Oberfläche der Faser durch die Matrix eingeleiteten Schubspannungen und der Faserbruchfestigkeit erreicht ist. Die kritische Faserlänge ist abhängig von der Faserbruchfestigkeit, dem Faserdurchmesser und der Grenzflächenschubfestigkeit zwischen Faser und Matrix [12].

- Faserorientierung: Unabhängig von der Isotropie des Faserwerkstoffs handelt es sich bei FKV i. d. R. um anisotrope Werkstoffe. Die höchsten Belastungen können in Faserrichtung aufgenommen werden, während quer zur Faserrichtung aufgrund der Kerbwirkung der steifen Fasern meist nicht einmal die mechanischen Eigenschaften der reinen Kunststoffmatrix erreicht werden. Bereits kleine Abweichungen der Belastungs- gegenüber der Faserrichtung haben einen drastischen Abfall der Steifigkeit und Festigkeit des FKV zur Folge. [1, 3]
- Faser-Matrix-Haftung: Neben der Kontaktfläche zwischen Matrix und Fasern spielt vor allem deren Grenzflächenfestigkeit bei der Kraftübertragung eine wichtige Rolle. Bei zu geringer Grenzflächenfestigkeit werden die Fasern nicht vollständig beansprucht und daher aus der Matrix gezogen. Um die Grenzflächenfestigkeit zu erhöhen, wird eine Schlichte mit einem an die Werkstoffe angepassten Haftvermittler auf die Verstärkungsfasern aufgetragen. [1, 3]
- Faserverteilung: Bei gleichmäßiger Belastung des FKV ist i. d. R. eine homogene Faserverteilung anzustreben, da diese eine gleichmäßige Lastverteilung ermöglicht. Matrixreiche Regionen können Schwachstellen im FKV darstellen. Zu dichte Faserpackungen verringern dagegen die Grenzfläche zwischen Fasern und Matrix. Die Matrix zwischen den Fasern fungiert zudem bei Langzeitbelastungen als Rissdämpfer [14].
- Fehlstellen: Poren im Laminat können bei der Herstellung des FKV z. B. durch unzureichende Imprägnierung der Fasern mit der Matrix oder durch Delamination entstehen. Je nach Position der Poren wird hierdurch die Kraftübertragung von der Matrix in die Fasern oder aber zwischen den Lagen des meist schichtweise aufgebauten FKV herabgesetzt. Dies zeigt sich z. B. in der linearen Abnahme der interlaminaren Scherfestigkeit mit steigendem Porengehalt [15–17]. Poren verringern somit die mechanischen Eigenschaften des FKV. Nach [18] bspw. nimmt die Biegefestigkeit eines unidirektionalen Glasfaser-Polypropylen Verbunds bei Zunahme des Porengehalts um 1 Vol.-% zwischen

0 und 14 Vol.-% um je 1,5 % ab. Dabei spielt neben dem Porengehalt auch die Porengeometrie eine entscheidende Rolle. So tritt ein Bauteilversagen mit höherer Wahrscheinlichkeit am Ort einer großen Pore auf [19].

- **Eigenspannungen:** Bei der Herstellung und Verarbeitung von FKV erfolgt eine Solidifikation der viskosen Polymermatrix z. B. durch Abkühl- und oder chemische Reaktionen [20–22]. Hierdurch entstehen, durch die meist deutlich ausgeprägtere Schwindung des Polymers gegenüber den Fasern, Eigenspannungen auf werkstofflicher Ebene. Diese führen zu Eigenspannungen in axialer und radialer Faserrichtung. Aufgrund der Fasersteifigkeit wird die Schwindung des Polymers in Faserrichtung fast vollständig unterbunden, was zu Zugspannungen in der Matrix und Druckspannungen in den Fasern führt. In radialer Faserrichtung sorgt die Schwindung für Druckspannungen auf die Fasern und damit zu einer kraftschlüssigen Verbindung zwischen Fasern und Polymer [20, 23]. Darüber hinaus entstehen Eigenspannungen auf Laminatenebene durch unterschiedliche thermische Ausdehnungen von Lagen mit verschiedener Faserorientierung sowie durch Temperaturdifferenzen im FKV-Laminat bei der Abkühlung [20, 24–26]. Eigenspannungen können in einem FKV Verzug, Delamination, Risse sowie Faserwelligkeit hervorrufen. Abgesehen von positiven Effekten durch die kraftschlüssige Verbindung zwischen Fasern und Matrix haben Eigenspannungen daher, wenn nicht gewollt, einen negativen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften eines FKV. [22]

2.1.1 Glasfasern und Polypropylen

Da im Rahmen der hier vorliegenden Arbeit ein FKV bestehend aus kontinuierlichen Glasfasern und Polypropylen verwendet wurde, wird auf diese beiden Werkstoffe im Folgenden näher eingegangen.

Glasfasern

Mit einem Anteil von 95 % am gesamten FKV-Markt sind Glasfasern die meistverwendeten Verstärkungsfasern [27]. Dies liegt vor allem an ihrer hohen dichtespezifischen Zugfestigkeit bei vergleichsweise günstigem Preis. Größter Nachteil der Glasfasern gegenüber Kohlenstofffasern ist ihre geringe Steifigkeit, vergleiche Tabelle 2.1. Dafür besitzen Glasfasern eine relativ hohe Bruchdehnung sowie eine geringe elektrische und thermische Leitfähigkeit. Glasfasern zeichnen sich zudem durch eine geringe Wärmeausdehnung, Unbrennbarkeit, geringe Feuchtigkeitsaufnahme sowie

gute chemische und mikrobiologische Widerstandsfähigkeit aus. Die höchste Festigkeit zeigen Glasfasern bei ca. $-180\text{ }^{\circ}\text{C}$. Bei längerer Auslagerung unter höheren Temperaturen nimmt ihre Festigkeit ab. Sie neigen jedoch nicht zum Kriechen. Glasfasern zeigen bis zum Bruch ein lineares, elastisches Spannungs-Dehnungsverhalten und brechen spröde. Ein Verbund aus Glasfasern und Kunststoff besitzt i. d. R. ein gutmütiges Versagensverhalten. Die geringe Steifigkeit der Glasfaser ermöglicht ein gutes Drapierverhalten. Der Biegeradius beim Bruch einer einzelnen Faser r_{Bruch} lässt sich nach Formel 2.1 [28] aus dem E-Modul E , dem Durchmesser d und der Zugfestigkeit σ_m der Faser berechnen. [3, 29]

$$r_{Bruch} = \frac{E \cdot d}{2 \cdot \sigma_m} \quad (2.1)$$

Glasfasern sind anorganische Fasern und bestehen aus Netzwerkbildnern, wie bspw. Quarz (SiO_2), sowie aus Metalloxiden, die als Netzwerkwandler die SiO_2 -Ketten aufbrechen und so die Ausbildung einer Ordnung verhindern. Grund für die hohen Zugfestigkeiten sind die kovalenten Bindungen zwischen den Silizium- und Sauerstoffatomen. Diese bilden ein dreidimensionales, ungeordnetes Netzwerk. Aufgrund der amorphen Struktur sind Glasfasern isotrop. I. d. R. werden Glasfasern bei der Herstellung auf einen Durchmesser von $5 - 24\text{ }\mu\text{m}$ gestreckt. [1, 3, 12, 29]

Es gibt verschiedene Glasfaserarten, die im FKV-Bereich eingesetzt werden. Die gängigste ist die E-Glasfaser. Daneben gibt es auch R- und S-Glasfasern, die höhere Festigkeiten und Steifigkeiten besitzen, C-Glasfasern mit höherer Beständigkeit gegenüber Säuren und D-Glasfasern mit einer niedrigeren Dielektrizitätszahl. Tabelle 2.1 fasst die wichtigsten Eigenschaften verschiedener Glasfaserarten zusammen.

Tabelle 2.1: Eigenschaften gängiger Glasfaserarten und Vergleich zur Bandbreite verschiedener Kohlenstofffaserarten (Angaben in Faserrichtung) [3, 13]

Kriterium	Einheit	E-Glas	R-Glas	C-Glas	D-Glas	Kohlenstoff-Fasern
Dichte	g/cm^3	2,60	2,53	2,52	2,14	1,74 - 1,9
Zugfestigkeit	GPa	3,4	4,4	2,4	2,5	2,2 - 4,5
E-Modul	GPa	73	86	70	55	230 - 450
Bruchdehnung	%	4,8	4,8	4,8	4,6	1,1 - 1,5
Feuchtigkeitsaufnahme	Gew.-%	< 0,10	< 0,10	< 0,15	< 0,10	0,10
Thermischer Ausdehnungskoeffizient	$10^{-6}/\text{K}$	5,0	4,0	6,3	3,5	-1,1 - -0,5
Wärmeleitfähigkeit	$\text{W/m}\cdot\text{K}$	1	k. A.	k. A.	k. A.	17
Relative Dielektrizitätszahl	-	6,4-6,7	6,0	6,9	3,85	k. A.
Erweichungstemperatur	$^{\circ}\text{C}$	846	985	750	775	k. A.

Polypropylen

Polypropylen (PP) ist ein thermoplastischer Kunststoff, der durch Kettenpolymerisation aus dem Ausgangsmonomer Propen C_3H_6 hergestellt wird. Thermoplastische Kunststoffe sind i. A. aus langen Makromolekülen aufgebaut, die untereinander lediglich durch zwischenmolekulare Kräfte nicht aber durch kovalente Bindungen verbunden sind. Dies ermöglicht auch die charakteristische Fließfähigkeit bei entsprechend hohen Temperaturen. Man unterscheidet amorphe Thermoplaste mit einer unregelmäßigen Anordnung der Makromoleküle von teilkristallinen Thermoplasten, bei denen ein Teil der Makromoleküle eine Fernordnung aufweisen. Je höher der Kristallinitätsgrad, desto höher ist der Schmelzbereich, die Zugfestigkeit, Steifigkeit und Härte. Neben der molekularen Struktur hängt der Kristallinitätsgrad auch von der thermisch-mechanische Beanspruchung und Herstellung des PP ab. So sinkt dieser bspw. mit steigender Abkühlgeschwindigkeit bei der Solidifikation aus der Schmelze. [29–31]

Viele, vor allem mechanische Eigenschaften teilkristalliner Thermoplaste sind neben der Morphologie auch abhängig von der Temperatur. Diese Temperaturabhängigkeit ist in Abbildung 2.1 qualitativ für Zugfestigkeit und Dehnung dargestellt.

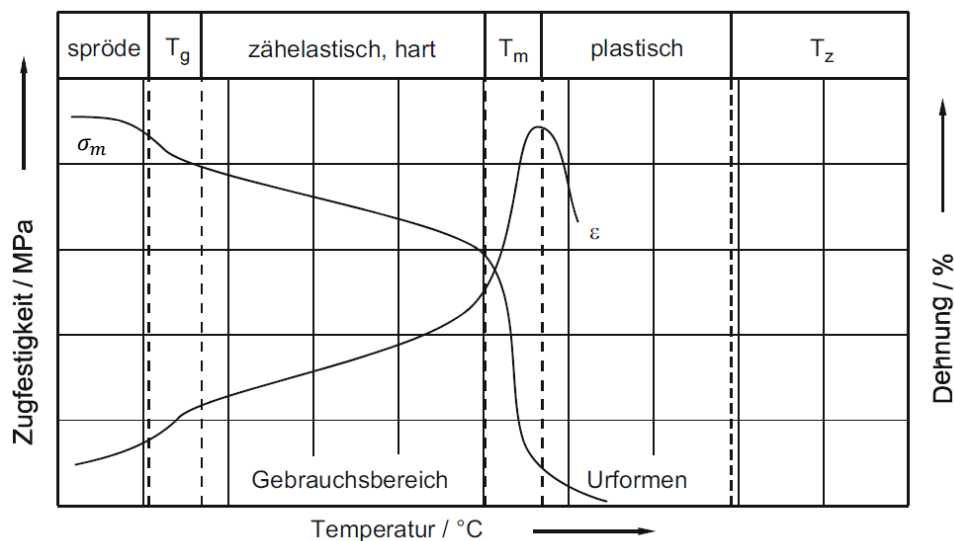


Abbildung 2.1: Qualitativer Verlauf der Zugfestigkeit und Dehnung teilkristalliner Thermoplaste über die Temperatur [32]

Teilkristalline Thermoplaste weisen unterhalb des Glasübergangstemperaturbereichs T_g ein elastisches, sprödes Materialverhalten auf. Oberhalb von T_g werden die amorphen Bereiche beweglich, es stellt sich daher ein viskoelastisches Materialverhalten ein. Hier liegt der Einsatzbereich teilkristalliner Kunststoffe. Bis zum Kristallit-schmelzbereich T_m wirken die kristallinen Bereiche versteifend. Oberhalb von T_m lö-

sen sich die Kristallite auf und der plastische Schmelzzustand wird erreicht. Oberhalb der Zersetzungstemperatur T_z beginnen die kovalenten Bindungen der Makromoleküle aufzubrechen, der Kunststoff zersetzt sich irreversibel. [33]

PP ist nach Polyethylen (PE) der am zweithäufigsten verwendete Kunststoff [33]. Das liegt vor allem am geringen Preis sowie an dessen Eigenschaften. PP besitzt eine für Kunststoffe sehr geringe Dichte sowie verglichen mit anderen Standardkunststoffen wie PE einen hohen Schmelzbereich. PP zeichnet sich zudem durch eine geringe Neigung zur Spannungsrisbildung, Lebensmittelechtheit und Sterilisierbarkeit aus. Aufgrund seiner unpolaren Natur besitzt es schlechte Hafteigenschaften, ist jedoch sehr chemikalienbeständig. [30, 31]

Die Eigenschaften von PP lassen sich in einem weiten Bereich einstellen, bspw. durch die molekulare Grundstruktur, die Bedingungen im Herstellprozess sowie Additive. So kann, z. B. durch die Zugabe von Ethylen oder thermoplastischen Elastomeren, die bei 0 °C einsetzende Versprödung zu niedrigeren Temperaturen verschoben werden. Durch die Zugabe von Keimbildnern kann die Kristallinität erhöht werden. Ruß und Graphit können zudem die thermische oder elektrische Leitfähigkeit steigern. Tabelle 2.2 fasst die wichtigsten Eigenschaften von PP zusammen. [3, 30]

Tabelle 2.2: Ausgewählte Eigenschaften von Polypropylen [12, 30]

Kriterium	Einheit	Wert für PP
Dichte bei 23 °C	g/cm ³	0,9 - 0,91
Zugfestigkeit	N/mm ²	25 - 40
E-Modul	N/mm ²	1300 - 1800
Bruchdehnung	%	> 50
Feuchtigkeitsaufnahme	Gew.-%	0,01
Thermischer Ausdehnungskoeffizient	10 ⁻⁶ /K	100 - 200
Wärmeleitfähigkeit	W/(m*K)	0,22
Spezifische Wärmekapazität bei 20 °C	kJ/(kg*K)	1,7
Dielektrizitätszahl bei 10 ⁶ Hz	-	2,25
Glasübergangstemperatur	°C	-10 - 10
Schmelztemperatur	°C	160 - 168
Zersetzungstemperatur	°C	330
Rekristallisationstemperatur	°C	115 - 135
Max. dauerhafte Gebrauchstemperatur ohne Belastung	°C	100

Anwendungen von PP liegen vor allem im Verpackungs-, Faser-, Automobil-, und Konsumerbereich. PP wird meist im Spritzguss- oder Extrusionsprozess verarbeitet. Zur Erhöhung der mechanischen Eigenschaften wird PP häufig mit Glasfasern kombiniert, z. B. als langfaserverstärkte Thermoplastpellets (LFT) für den Spritzguss oder als glasfasermattenverstärkter Thermoplast (GMT) für Thermoformprozesse. [3, 30]

2.1.2 Grundlagen der Verarbeitung thermoplastischer FKV

Imprägnierung

Imprägnierung beschreibt die Benetzung der Verstärkungsfasern mit Polymer und stellt einen notwendigen Prozessschritt bei der Herstellung von FKV dar [1]. Das Polymer muss hierzu in flüssiger Form vorliegen. Thermoplaste werden i. d. R. in einen schmelzflüssigen Zustand überführt, man spricht von Schmelzimprägnierung. Auch wenn Polymerschmelzen ein schergeschwindigkeitsabhängiges Fluid darstellen, kann die Imprägnierung von Verstärkungsfasern näherungsweise durch das Gesetz von Darcy beschrieben werden. Dieses ist für eindimensionales Fließen in Formel 2.2 dargestellt. Vereinfachend wird dabei von einer stationären, laminaren Strömung eines newtonschen Fluids durch einen gleichmäßigen Querschnitt unter Vernachlässigung von Kapillareffekten ausgegangen. [1, 3, 12]

$$q = \frac{K \cdot \Delta p}{\eta \cdot \Delta L_F} \quad (2.2)$$

Der auf den Querschnitt bezogene Volumenstrom q wird maßgeblich vom Druckgradient in Fließrichtung Δp , der Permeabilität der Verstärkungsfasern K , der dynamischen Viskosität des Polymers η und der Fließlänge ΔL_F beeinflusst. Ein Nachteil bei der Imprägnierung mit Thermoplasten ist die hohe Schmelzviskosität. Daher werden zur Imprägnierung sehr hohe Drücke und/oder eine entsprechend lange Zeitspanne benötigt [1]. Durch Steigerung der Temperatur kann die Schmelzviskosität bis zu einem gewissen Punkt gesenkt werden. Weitere Möglichkeiten zur Verringerung der Imprägnierdauer sind das Senken der Viskosität durch Lösen des Polymers in einem Lösemittel [1, 34, 35], das Verringern von Fließwegen, bspw. durch Schichtungen von Polymer und Verstärkungsfasern [1, 34–36], oder aber die Verwendung von Hybridgarnen, bestehend aus Verstärkungs- und Polymerfasern [1, 34, 35]. Nach der Imprägnierung findet durch Abkühlung des Polymers die Solidifikation statt.

Fügen

Aufgrund ihrer Schmelzbarkeit ist es möglich Thermoplaste ohne Zusatzstoffe zu fügen. Die Haftung wird vor allem durch Polymerdiffusion erzeugt. Dabei verschwindet die Grenzfläche der beiden Fügepartner. Voraussetzungen für Polymerdiffusion sind zum einen ein ausreichender Kontakt der Grenzflächen und zum anderen eine ausreichende Temperatur, da die Diffusion vor allem von der Beweglichkeit der Makro-

moleküle abhängt. Das bedeutet, dass die Grenzflächen der Fügepartner aufgeschmolzen sein müssen. [37–39]

Durch die erhöhten Temperaturen und dem Ausüben von Druck werden die Oberflächen der Fügepartner geglättet bzw. Unebenheiten ausgefüllt und somit eine möglichst große Grenzfläche erzeugt. Die Polymerdiffusion setzt sich aus drei Mechanismen zusammen: spontane Platzwechselprozesse infolge des Kontakts auf Basis der Einstein-Gleichung, Selbstdiffusion auf Basis des Reptationsmodells und Platzwechselprozesse durch Relaxation von Molekularverstreckungen infolge des Strömungsfelds beim Fügen [40]. Im Anschluss an die Diffusion findet eine Umordnung der Polymerketten in einen energetisch günstigen Zustand statt. [37–39]

In prozess- und materialabhängigen Grenzen gilt, dass mit steigender Temperatur und steigendem Druck die Beweglichkeit der Makromoleküle des Polymers und die Größe der Grenzfläche zunehmen. Dies begünstigt die Polymerdiffusion [41]. In [42] wird eine Schweißtemperatur von 50 °C oberhalb der Schmelztemperatur für teilkristalline Thermoplaste empfohlen.

Beim Abkühlen ist es wichtig den Fügedruck für eine möglichst gute Konsolidierung aufrechtzuerhalten. Andernfalls können oberhalb der Kristallisationstemperatur des Polymers Poren aufgrund von Dekonsolidierungseffekten entstehen, verursacht durch:

- Rückstellkräfte der kompaktierten Verstärkungsfasern [43–45],
- Volumenänderung von Poren aufgrund temperaturabhängiger Expansion des Gases und Oberflächenspannung des Polymers [45–48],
- Volumenänderung des Polymers infolge thermischer Ausdehnung und Kristallisation [21, 45].

Wärmetransfer

Aufheiz- und Abkühlvorgänge spielen bei der Verarbeitung von FKV eine große Rolle. Ein grundlegendes Verständnis der Wärmeübertragung ist daher für das Prozessverständnis essentiell [1]. Wärme Q ist die Energie, die infolge einer Temperaturdifferenz ΔT übertragen wird. Wärme wird dabei nach dem zweiten Hauptsatz der Thermodynamik immer in Richtung eines Temperaturgefälles transportiert. Der zeitabhängige Wärmestrom \dot{Q} , der je Flächeneinheit über eine Fläche A übertragen wird, entspricht nach Formel 2.3 der Wärmestromdichte \dot{q} . [49–51]

$$\dot{q} = \frac{\dot{Q}}{A} \quad (2.3)$$

Es werden drei Arten der Wärmeübertragung unterschieden: Wärmeleitung, Konvektion und Strahlung. Bei der Wärmeleitung wird die Wärme über benachbarte Moleküle und freie Elektronen in einem Material übertragen. Nach dem Fourierschen Gesetz [52], siehe Formel 2.4, kann die Wärmestromdichte in eine bestimmte Richtung x durch die materialspezifische Wärmeleitfähigkeit λ beschrieben werden. [49–51]

$$\dot{q} = -\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \quad (2.4)$$

Konvektion bezeichnet den Wärmetransport in einem fließenden Medium. Dies umfasst neben der Wärmeleitung zusätzlich den Energietransport durch makroskopische Bewegung des Mediums. Es wird zwischen erzwungener Konvektion durch forcierte Strömung sowie freier Konvektion durch natürliche Strömung unterschieden. Der Wärmeübergang zwischen einem strömenden Fluid mit der Temperatur T_F und dessen Berandung mit der Temperatur T_B kann mithilfe des Wärmeübergangskoeffizienten α nach Formel 2.5 beschrieben werden. [49–51]

$$\dot{q} = \alpha \cdot (T_B - T_F) \quad (2.5)$$

Da die Abhängigkeit der Wärmestromdichte vom Geschwindigkeits- und Temperaturprofil der Strömung sehr komplex ist, wird der Wärmeübergangskoeffizient für den entsprechenden Anwendungsfall über Ähnlichkeitsgesetze mithilfe dimensionsloser Kennzahlen bestimmt. Hierzu wird nach Formel 2.6 der Wärmeübergangskoeffizient über die Nußelt-Zahl Nu dargestellt. Im Falle der erzwungenen Konvektion ist die Nußelt-Zahl eine Funktion der Reynolds-Zahl Re und der Prandtl-Zahl Pr , für die freie Konvektion kann sie über die Grashof- Gr und die Prandtl-Zahl abgebildet werden. Die Reynolds- und Grashof-Zahl beschreiben dabei die jeweiligen Strömungscharakteristika, während die Prandtl-Zahl als Stoffgröße das Verhältnis aus kinematischer Viskosität ν und Temperaturleitfähigkeit repräsentiert. Hierbei entspricht L der charakteristischen Länge des Wärmeübergangsproblems, w der Strömungsgeschwindigkeit, g der Erdbeschleunigung, β dem thermischen Ausdehnungskoeffizienten, ρ der Dichte und c_p der spezifischen Wärmekapazität. [49–51]

$$Nu = \frac{\alpha \cdot L}{\lambda} \quad ; \quad Re = \frac{w \cdot L}{\nu} \quad ; \quad Gr = \frac{L^3 \cdot g \cdot \beta \cdot \Delta T}{\nu^2} \quad ; \quad Pr = \frac{\nu \cdot \rho \cdot c_p}{\lambda} \quad (2.6)$$

Zur Beschreibung der erzwungenen Konvektion ist nach Formel 2.6 die Kenntnis der Strömungsgeschwindigkeit erforderlich. Diese kann für Strömungen durch röhrenförmige Geometrien mit variablem Querschnitt über die Stromfadentheorie abgebildet werden. Die Theorie unterliegt der Modellvorstellung, dass die Zustandsgrößen der Strömung sich nur entlang der Röhre, nicht aber über den Querschnitt ändern. Grundgleichungen der Stromfadentheorie ergeben sich aus den Kontinuitätsgleichungen für Masse- und Impulserhaltung. Es wird dabei zwischen inkompressiblen und kompressiblen Fluiden unterschieden. Luft wird bis zu einer Geschwindigkeit von knapp 70 m/s als inkompressibel und darüber hinaus als kompressibel angesehen [53]. Für stationäre, reibungsfreie Strömungen gilt nach der Impulserhaltung die Bernoulli-Gleichung, Formel 2.7, mit p als Druck und z als Bezugshöhe. [53, 54]

$$p + 0,5 \cdot \rho \cdot w^2 + \rho \cdot g \cdot z = \textit{konstant} \quad (2.7)$$

Wärmestrahlung beschreibt den Energietransport durch elektromagnetische Wellen. Bei dieser Form der Wärmeübertragung wird daher kein Medium benötigt. Jeder Körper mit Temperatur > 0 K emittiert Energie. Die auf einen Körper auftreffende Strahlung wird in einen absorbierten, einen reflektierten und einen transmittierten Anteil aufgeteilt. Nach dem Kirchhoffschen Gesetz können unter stationären Bedingungen Absorption und Emission gleichgesetzt werden. Ein idealisierter schwarzer Körper absorbiert Strahlung vollständig. Er weist daher auch einen Emissionskoeffizienten von $\varepsilon = 1$ auf. Alle anderen Strahler besitzen einen Emissionskoeffizienten von $\varepsilon < 1$. Der Emissionskoeffizient ist dabei von vielen Faktoren wie bspw. der Temperatur, Oberfläche und dem Einstrahlwinkel abhängig. Die Wärmestromdichte für Strahlung kann durch das Stefan-Boltzmann-Gesetz sowie die Stefan-Boltzmann-Konstante σ beschrieben werden, siehe Formel 2.8. [49–51]

$$\dot{q} = \varepsilon \cdot \sigma \cdot T^4 \quad (2.8)$$

Verformen kontinuierlich UD-faserverstärkter Polymere

Faserverstärkte Thermoplaste werden bei erhöhter Temperatur umgeformt, um das Polymer in einen schmelzflüssigen Zustand zu überführen. Kontinuierlich faserverstärkte Kunststoffe besitzen aufgrund der sehr geringen Dehnbarkeit der Fasern ein stark anisotropes Verformungsverhalten. In Faserrichtung lässt sich der FKV daher nahezu nicht längen. Die grundlegenden Verformungsmechanismen von FKV sind in Abbildung 2.2 dargestellt. [55–58]

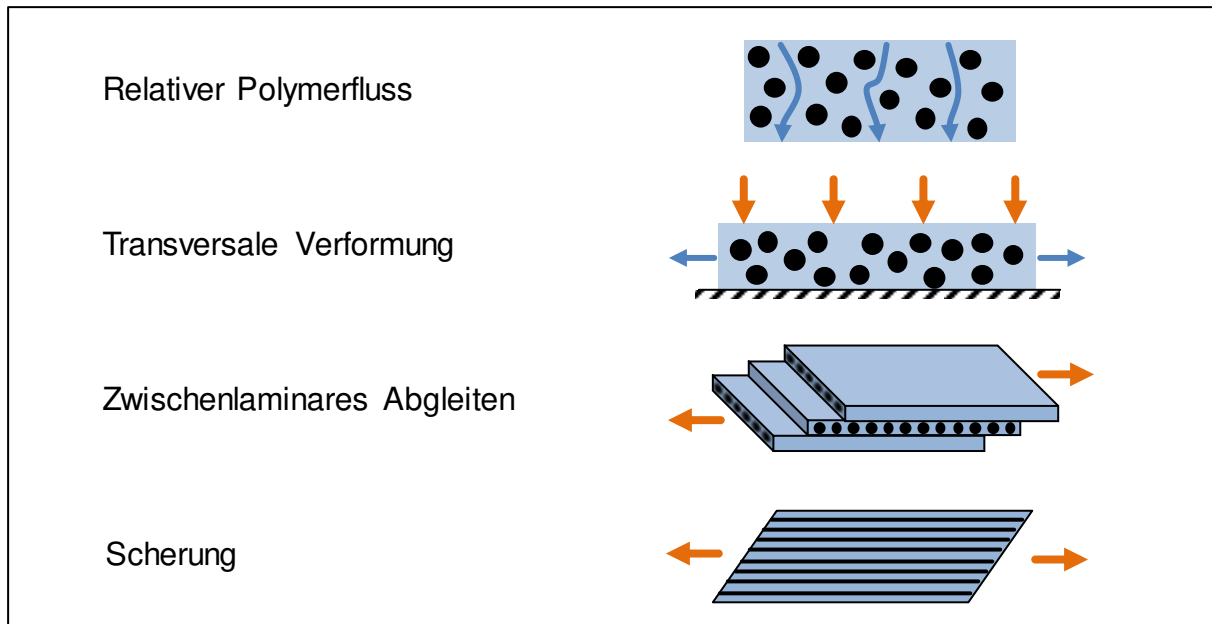


Abbildung 2.2: Umformmechanismen nach [55]

Die relative Bewegung der Matrix zu den Fasern führt zu lokalen Änderungen des Faservolumengehalts, während die transversale Verformung vor allem die Wanddicke beeinflusst und dazu führt, dass Matrix aus dem FKV herausgedrückt werden kann. Beide Verformungsmechanismen setzen eine hohe Fließfähigkeit der Matrix voraus und sind daher bei geringen Viskositäten des Polymers dominant. Bei höheren Viskositäten spielen die Schermechanismen eine größere Rolle. UD-Lamine scheren dabei gleichmäßig, während mehrschichtige Lamine vor allem ein interlaminares Scherverhalten aufzeigen. [55–59]

Ein beliebter Anwendungsfall zum Aufzeigen FKV-spezifischer Charakteristika beim Umformen ist die Biegung eines 90° Winkels. Dies wurde in mehreren Studien für Thermoform- [57], Injektions- [60], Diaphragma- [55] und Autoklavprozesse [59] untersucht. Nach Abbildung 2.3 haben außenliegende Fasern einen weiteren Weg zurückzulegen als Fasern, die dem Innenradius des Knicks näher sind. Hierdurch entsteht eine Schubverzerrung von über 63° , was einer maximalen Scherdehnung der zweifachen Wanddicke entspricht. Für den Fall, dass die Fasern an den Enden fixiert sind, kommt es aufgrund der geringen Dehnbarkeit unweigerlich zur Umorientierung der Fasern. Abbildung 2.3 zeigt, dass hierdurch zum einen Fasern zur Verkürzung des Wegs vom Außenradius nach innen wandern und zum anderen innenliegende Fasern gestaucht werden und hierdurch ondulieren oder knicken können. [57]

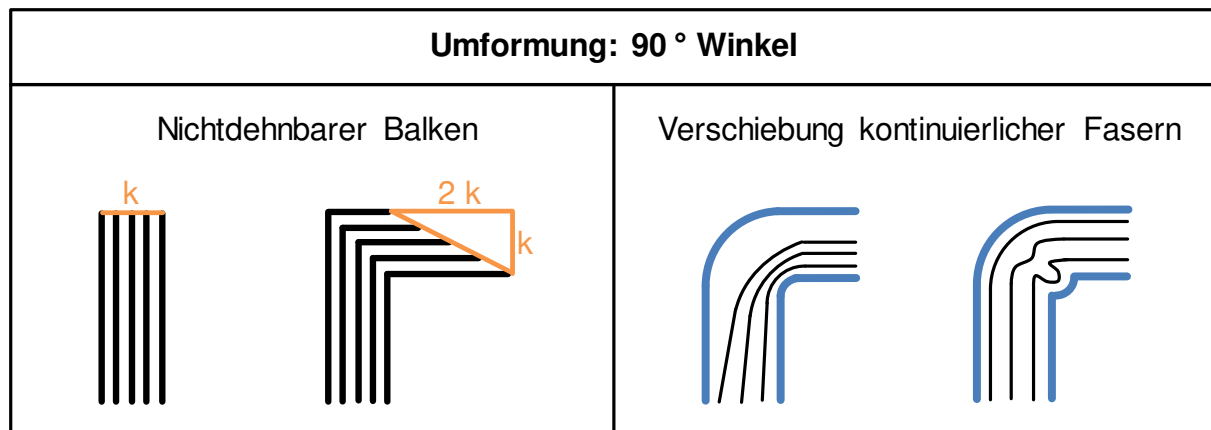


Abbildung 2.3: Faserverschiebungseffekte kontinuierlicher Fasern bei 90° Umformung, nach [57]

Weitere Effekte treten beispielsweise beim Tapelegen von faserverstärkten Thermoplasttapes auf. Hier kommt es beim Ablegen von gekrümmten Bahnen zu Falten- und Rissbildungen an der Innenseite der Tapes [61, 62].

2.1.3 Kontinuierliche Verarbeitung thermoplastischer FKV mittels Düse

Die beiden bekanntesten Verfahren zur kontinuierlichen Verarbeitung faserverstärkter Thermoplaste mittels einer Düse sind das Extrusions- und das Pultrusionsverfahren. Beide Verfahren werden hauptsächlich zur Herstellung kontinuierlicher Profile sowie langfaserverstärkter Granulate eingesetzt. Das Polymer und die Verstärkungsfasern können dabei entweder erst während des Prozesses zusammengeführt werden oder bereits vermischt in Form von Binder-Rovings², Hybridgarnen³ oder vollständig imprägnierten Halbzeugen, wie z. B. Tapes⁴, vorliegen. Der größte Unterschied der Verfahren liegt darin, dass bei der Extrusion die faserverstärkte Kunststoffschmelze durch die formgebende Düse gedrückt und bei der Pultrusion gezogen wird. Extrusion und Pultrusion bestehen i. d. R. aus den Prozessschritten Vorheizen und ggf. Zusammenführen von schmelzflüssigem Polymer und Verstärkungsfasern, Imprägnierung und Formgebung in einer beheizten Düse, anschließende aktive Abkühlung, meist in einem Wasserbad, und Ablängen des Profils. [1, 63, 64]

Liegt das erforderliche Ausgangsmaterial nicht bereits vollständig imprägniert vor, so erfolgt die finale Imprägnierung innerhalb der Düse. Neben den Ausgangsmaterialien besitzen nach Kapitel 2.1.2 vor allem die Prozessparameter Temperatur, Zeit und Druckgradient in Fließrichtung einen Einfluss auf die Imprägnierung und damit den

² Verstärkungsfasern mit aufgebrachtem Kunststoffpulver

³ Faserbündel bestehend aus Verstärkungs- sowie Thermoplastfasern

⁴ Bändchenförmiges Halbzeug: kontinuierliche Verstärkungsfasern eingebettet in Thermoplastmatrix

Porengehalt des Produkts. Auf den Extrusions- sowie Pultrusions-Prozess übertragen, sind damit vor allem die Düsentemperatur, die Verweilzeit in der Düse und die Düsengeometrie für die Imprägnierung entscheidend. Experimentelle Untersuchungen [31, 65, 66] ergaben folgende Prozesseinflüsse auf den Porengehalt:

- Je höher die Polymertemperatur in der Düse, desto geringer die Viskosität, was die Imprägnierung erleichtert. Zu hohe Temperaturen können jedoch den Druckaufbau in der Düse verringern bzw. das Polymer degradieren.
- Die Verringerung der Düsenlänge sowie die Erhöhung der Prozessgeschwindigkeit verkürzen die Verweilzeit in der Düse und führen daher zu einem erhöhten Porengehalt. Da mit zunehmender Düsenlänge jedoch auch die Reibung zwischen Düseninnenwand und dem zu verarbeitenden Material steigt, sind der Verlängerung der Düse Grenzen gesetzt.
- Der Düseninnendruck wird hauptsächlich durch die Form des Düsenkanals beeinflusst. Zur kontinuierlichen Erhöhung des Düseninnendrucks werden i. d. R. konische Düsenkanäle eingesetzt [67]. Mit steigendem Düseninnendruck sinkt dabei der Porengehalt des Produkts. Zu geringe Durchmesser des Düsenkanals führen jedoch in Verbindung mit kontinuierlicher Faserverstärkung zu einem Verstopfen der Düse.
- In einer Studie [68] wurde der Imprägniergrad des Halbzeugs auf den Porengehalt im Pultrusionsprozess untersucht. Der Porengehalt sinkt dabei in der Reihenfolge bepulverter Roving, Hybridgarn und vorkonsolidiertes Tape.

Tabelle 2.3 fasst die Prozesseinflüsse, die innerhalb von prozess- und materialabhängigen Grenzen gelten, auf den Porengehalt zusammen.

Tabelle 2.3: Prozesseinflüsse auf Porengehalt bei Extrusion und Pultrusion von FKV

	Düsen- temperatur	Düsen- länge	Massen- durchsatz	Düsen- innendruck	Imprägn. Halbzeug
Geringer Poren- gehalt durch:	↑	↑	↓	↑	↑

Ein Phänomen, das beim Durchgang von Thermoplastschmelzen durch eine Düse auftritt, ist die Strangaufweitung. Darunter versteht man ein Aufweiten des Polymerstrangs nach Austritt aus der Düse. Ein Maß für die Strangaufweitung ist der dimensionslose Schwellfaktor s_D , der sich im Falle eines kreisrunden Düsenauslasses aus dem Durchmesser des erstarrten Strangs d_2 bezogen auf den Durchmesser des Düsenaustritts d_1 zusammensetzt, siehe Abbildung 2.4.

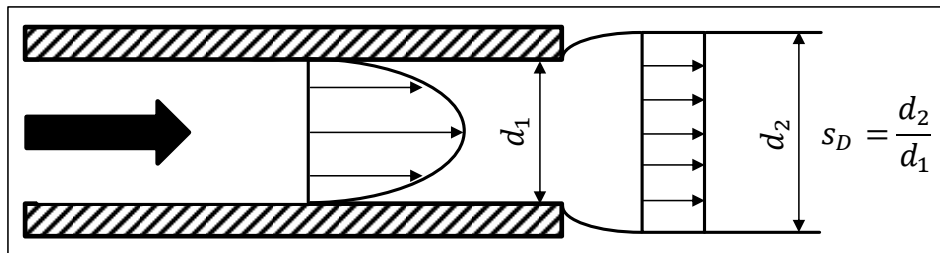


Abbildung 2.4: Strangaufweitung und Schwellwert s_D nach [64]

Einerseits kann die Strangaufweitung durch im Halbzeug eingefrorene Eigenspannungen, die während des Düsendurchgangs ggf. nicht vollständig relaxieren, hervorgerufen werden [20–22]. Andererseits wird die Strangaufweitung durch Molekülorientierungen, die infolge von Dehn- und Scherkräften beim Düsendurchtritt entstehen, verursacht [30, 31, 69]. Die Makromoleküle werden von einem ungeordneten, geknäulten in einen Zustand höherer Ordnung gebracht. Aufgrund des viskoelastischen Verhaltens von Polymerschmelzen, finden nach Düsendurchtritt eine entropieelastische Rückknäulung der Makromoleküle und damit ein Aufweiten des Strangs statt [30]. Der Schwellfaktor kann dabei Werte von bis zu 3 annehmen [31]. Relaxation, verursacht durch viskoses Fließen des Polymers innerhalb der Düse, verringert den Schwellfaktor. Je mehr Zeit dem Polymer für die Relaxation bleibt, desto größer der Effekt. Mit zunehmender Verweilzeit in der Düse nimmt daher die Strangaufweitung ab. Die Düsenlänge sowie der Durchsatz haben somit einen entscheidenden Einfluss auf die Strangaufweitung. Der Zusammenhang wird in Abbildung 2.5 verdeutlicht [30]. Es zeigt sich, dass die Strangaufweitung mit steigendem Verhältnis von Düsenlänge zu Düsenradius abnimmt und für einen steigenden Durchsatz zunimmt. Das Verhältnis von Düsenlänge zu Düsenradius nähert sich dabei für hinreichend große Verhältnisse asymptotisch einem Minimum an. Die Kurven wurden anhand der Extrusion von Polyethylen (PE) bestimmt. Nach [31] unterscheiden sich die Effekte bei der Strangaufweitung von PE zu denen von PP jedoch nicht wesentlich.

Konische Düsenverläufe verringern die Relaxation des Polymers beim Düsenverlauf bzw. können zu weiteren Molekülorientierungen führen. Daher wird für konische Düsenkanäle vor dem Düsenaustritt eine Relaxationszone mit konstantem Querschnitt empfohlen. Bei der Wahl der Länge der Relaxationszone muss zwischen der Relaxationszeit des Polymers und entstehendem Druckverlust abgewogen werden. [64]

Die Strangaufweitung kann zudem durch eine schnelle Abkühlung unterhalb der Schmelztemperatur des Polymers am Düsenaustritt unterdrückt werden. Dadurch werden die Molekülorientierungen eingefroren [70, 71].

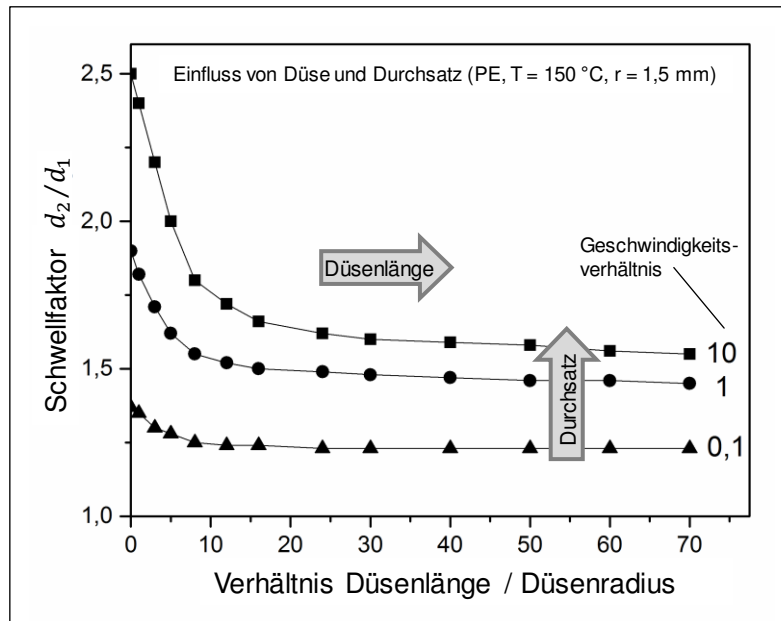


Abbildung 2.5: Einfluss der Düsenlänge und Verweilzeit des Polymers in der Düse auf den Schwellfaktor nach [30]

Mechanisch bedeutet die Orientierung der Moleküle eine Verstärkung des Polymers in Richtung der Molekülketten [30]. Quer dazu stellen sie jedoch aufgrund der geringeren Sekundärkräfte zwischen den Molekülen eine Schwachstelle dar. Der Einfluss von Prozessparametern und der Düsengeometrie auf die Strangaufweitung ist in Tabelle 2.4 zusammengefasst [30, 31, 70–72].

Tabelle 2.4: Prozesseinflüsse auf Schwellfaktor s_D (\uparrow Verringerung von s_D)

	Düse			Prozessparameter			Material		
	Länge	\varnothing	Konizität	Temperatur ⁵	Durchsatz	Kühlung ⁶	MG ⁷	MGV ⁷	FVG
Geringer s_D durch:	\uparrow	\downarrow	\downarrow	\uparrow	\downarrow	\uparrow	\downarrow	\downarrow	\uparrow

2.1.4 Qualitätsanalyse von Halbzeugen

Wie bereits eingangs in Kapitel 2.1 beschrieben, unterscheidet sich der Werkstoff FKV je nach Aufbau, Form und Zusammensetzung der Faser- und Matrixkomponenten. Dies stellt eine zusätzliche Herausforderung für Herstellprozesse von FKV dar und führt dazu, dass diese oftmals in mehrere Teilprozesse untergliedert werden. Im Bereich FKV werden die dabei entstehenden Zwischenprodukte grundsätzlich in trockene und (vor-)imprägnierte Halbzeuge unterschieden [1]. Diese umfassen eine

⁵ Temperatur des Polymers innerhalb der Düse

⁶ Geschwindigkeit der Abkühlung des Polymers nach Verlassen der Düse unter Schmelztemperatur

⁷ MG: Molekulargewicht; MGV: Molekulargewichtsverteilung

weite Bandbreite vom einfachen Faserbündel bis hin zum endkonturnahen Aufbau. Auch wenn Qualitätsmängel der Halbzeuge im weiteren Verarbeitungsprozess ausgeglichen werden können, hat die Halbzeugqualität meist einen großen Einfluss auf die Qualität des finalen Produkts. Die Qualitätsanalyse von Halbzeugen ist daher wichtiger Bestandteil des Qualitätsmanagements, das als organisatorische Maßnahme zur Planung sowie stetigen Kontrolle und Verbesserung der Qualität von Prozessen, Leistungen und Produkten dient [73]. Die Analyse der Halbzeugqualität spielt somit für verschiedene Prozessphasen, wie bspw. die Prozessentwicklung, die Auswahl und Qualifizierung von Halbzeugen sowie die Eingangskontrolle im laufenden Prozess, eine wichtige Rolle.

Um eine gute Vergleichbarkeit zwischen Halbzeugen zu gewährleisten, ist es von Vorteil allgemeine Standards festzulegen. Da viele Firmen im FKV-Bereich aus Wettbewerbsgründen diese Vergleichbarkeit scheuen, existieren Standards nur für sehr vereinzelte Bereiche der FKV-Branche. Meist werden lediglich individuelle, firmeninterne Qualitätsanalyseverfahren angewandt. Standardisierte Verfahren zur Qualitätsbestimmung von FKV-Halbzeugen gibt es bspw. für textile Halbzeuge wie Textilglasmatten [74–76], Gewebe [77–79] und Multiaxialgelege [80–82] sowie für Fließpressmassen wie Sheet Moulding Compound (SMC), Bulk Moulding Compound (BMC) [83–85] und glasfasermattenverstärkte Thermoplaste (GMT) [86–88].

Gerade für thermoplastische Halbzeuge mit gerichteter, kontinuierlicher Faserverstärkung wie Tapes und Organobleche existieren jedoch keine Standardisierungen oder standardisierte Qualitätsverfahren. Ein Ansatz zum Vergleich thermoplastischer Tapes hinsichtlich ihres Einsatzes in Tapelegeprozessen stellt der Qualitätsindex für Thermoplastische Tapes (QITT) [62] dar. Hierfür wurden verschiedene Qualitätskriterien identifiziert und entsprechend Abbildung 2.6 in Qualitätscluster Q_c unterteilt. Für jedes Qualitätskriterium wird über verschiedene Methoden der Werkstoffanalyse ein quantifizierter Qualitätswert Q_w ermittelt. Diese werden schließlich entsprechend Abbildung 2.6 mathematisch zu einem einzigen Wert, dem QITT, verknüpft. Das Reduzieren auf einen Zahlenwert ermöglicht eine einfache Bewertung und einen schnellen Vergleich der Qualität von Tapematerialien.

Darüber hinaus finden sich Standards für kontinuierlich faserverstärkte Kunststoffstränge im Bereich der Pultrusion. In der Norm DIN EN ISO 13706 [89–91] werden Prüfverfahren und allgemeine Anforderungen für duroplastische, pultrudierte Profile

beschrieben. Dies beinhaltet u. a. runde Strangprofile, ist aus Sicht der Bewertung geometrischer Aspekte jedoch aufgrund der Vielzahl verschiedener Stranggeometrien sehr allgemein gehalten.

Qualitätsindex für Thermoplastische Tapes (Q.I.T.T.)		
Qualitätscluster (Q_c)		
Makroskopisch (M_a)	Mikroskopisch (M_i)	Mechanisch (M_e)
<ul style="list-style-type: none"> • Genauigkeit der Tapebreite • Konstanz der Tapebreite • Genauigkeit der Tapedicke • Konstanz der Tapedicke 	<ul style="list-style-type: none"> • Tapekante • Tapeoberfläche • Vollständigkeit der Imprägnierung • Genauigkeit des Faservolumenanteils • Konstanz des Faservolumenanteils • Homogenität der Faserverteilung • Faserstreckung 	<ul style="list-style-type: none"> • Zugfestigkeit • Zugsteifigkeit • Zugdehnung • Scherfestigkeit
Qualitätswerte (Q_w)		
$Q_{ITT} = \sum_j Q_{c_j} = M_a + M_i + M_e = \sum_j \prod_i Q_{w_{ji}}$		$Q_{c_j} \in [0 \dots 1];$ $Q_{ITT} \in [0 \dots 3]$

Abbildung 2.6: Qualitätsanalyseverfahren für thermoplastische Tapes nach [62]

Tabelle 2.5 fasst die Qualitätskenngrößen aus Norm DIN EN ISO 13706 zusammen. Eine Verrechnung der Kenngrößen ist dabei nicht vorgesehen.

Tabelle 2.5: Qualitätskenngrößen für faserverstärkte, duroplastische Pultrusionsprofile nach DIN EN ISO 13706-3 [91]

DIN EN ISO 13706 – Duroplastische, pultrudierte Profile	
Mindestanforderungen an Profile: diverse Oberflächenmerkmale, zulässige Maßabweichungen, Überlappung der verwendeten Verstärkungstextilien	
Erforderliche Kenngrößen	Optionale Kenngrößen
<ul style="list-style-type: none"> • Prüfung in Originalgröße • Axialer Zugmodul • Transversaler Zugmodul • Axiale Zugfestigkeit • Transversale Zugfestigkeit • Axiale Bolzentragfähigkeit • Transversale Bolzentragfähigkeit • Axiale Biegefestigkeit • Transversale Biegefestigkeit • Axiale, interlaminare Scherfestigkeit 	<ul style="list-style-type: none"> • Axiale Druckfestigkeit • Transversale Druckfestigkeit • Massenanteil an Fasern • Dichte • Poissonsche Zahl, axial • Poissonsche Zahl, transversal • Axiale Wärmeausdehnung • Transversale Wärmeausdehnung • Schermodul in gleicher Ebene

Für runde, kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaststränge, vor allem auch im Hinblick auf die Verwendung als Halbzeug, existieren bisher jedoch noch keine umfassenden Verfahren oder Standardisierungen zur Quantifizierung sowie dem einfachen Vergleich der Qualität.

2.2 3D-Drucken von Kunststoffen

Der 3D-Druck zählt zur additiven bzw. generativen Fertigung (AF). Unter AF versteht man die Herstellung von Bauteilen durch das Aneinanderfügen von Volumenelementen [6]. Da es sich bei der AF um eine relativ junge Verfahrensgruppe handelt, befindet sich die Normung und Standardisierung erst im Aufbau. Viele Begrifflichkeiten sind zudem noch nicht einheitlich definiert. Auch eine Zuteilung in eine der sechs Fertigungs-Hauptgruppen nach DIN 8580 [92] ist bisher nicht erfolgt. In der Fachliteratur wird die AF jedoch größtenteils dem Urformen zugeordnet [6, 93].

Unter dem Begriff 3D-Druck erlangte die AF in den letzten Jahren eine breite öffentliche Bekanntheit. Grund hierfür ist, dass verfahrensabhängig bereits mit sehr einfachen und kostengünstigen Anlagen, individualisierte Bauteile ohne zusätzliche Werkzeuge hergestellt werden können. Der Begriff 3D-Druck leitet sich von der herkömmlichen Drucktechnik ab, wie z. B. dem Bedrucken von Papier mittels eines Tintenstrahldruckers [6]. In der Fachliteratur wird im Zusammenhang mit 3D-Druck meist allgemein von AF gesprochen. Der 3D-Druck stellt dabei jedoch i. d. R. eine Unterkategorie der AF dar. Im Falle des 3D-Drucks erfolgt das Aneinanderfügen von Volumenelementen zum Aufbau eines dreidimensionalen Bauteils nicht nur schichtweise, sondern auch ohne bauteilspezifisches Werkzeug.

Durch das schichtweise Fertigen ohne Werkzeug ergibt sich eine Vielzahl an verfahrensbedingten Vorteilen. Zum einen ist die erreichbare Komplexität bei der Bauteilgeometrie sehr hoch. Zum anderen erlaubt die Fertigung einen hohen Grad an Individualisierung, Funktionsintegration, Flexibilität, Automatisierung und Dezentralisierung. Nachteilig sind jedoch die meist langen Zykluszeiten sowie verfahrensabhängig die vergleichsweise geringen mechanischen Eigenschaften und Oberflächengüten, die aufgrund von geringen Prozessdrücken und fehlenden Werkzeugoberflächen erzielt werden können. [6, 93–95]

Die genannten Vorteile führen dazu, dass der 3D-Druck seit einigen Jahren ein wachsendes Interesse seitens der Industrie erfährt. Oftmals wird er aufgrund der ge-

nannten Nachteile jedoch lediglich in der Produktentwicklung und Herstellung von Prototypen eingesetzt. Der VDI [96] hat daher Voraussetzungen zur Etablierung des 3D-Drucks in der industriellen Produktion identifiziert. Als notwendige Handlungsfelder werden zum einen der Aufbau von Prozessverständnis hinsichtlich des Einflusses der Ausgangsmaterialien und Prozessparameter auf die Qualität des gefertigten Bauteils sowie zum anderen das Erschließen neuer Werkstoffgruppen, die Erhöhung der mechanischen Eigenschaften und die Qualitätssicherung gesehen.

2.2.1 Fertigungsverfahren

Es existiert eine Vielzahl an verschiedenen 3D-Druck-Verfahren für Kunststoffe [6, 94, 95, 97]. Allen Verfahren liegt der gleiche Prozessablauf zu Grunde, siehe Abbildung 2.7. Dabei entstehen die Bauteile direkt aus einem digitalen Volumenmodell. Diese Volumenmodelle können mithilfe von CAD-Software oder 3D-Scannern erzeugt werden. Bestimmte Dateiformate, wie bspw. das STL-Format, ermöglichen die Bearbeitung der Daten mittels einer sogenannten Slicer-Software. Diese zerteilt die Volumenelemente in Schichten und ermöglicht die Einstellung verfahrensabhängiger Prozessparameter sowie die virtuelle Platzierung des Bauteils im Bauraum. Zudem erstellt sie aus allen Daten einen maschinenlesbaren Code, auch G-Code genannt. Im Anschluss an die Bauteilherstellung kann eine Nachbearbeitung erfolgen. Meist handelt es sich dabei um eine mechanische Nachbearbeitung der Kanten und Oberflächen, das Entfernen von Stützstrukturen, die bei großen Bauteilüberhängen zum Einsatz kommen und / oder die Reinigung der Bauteile. [6, 97]

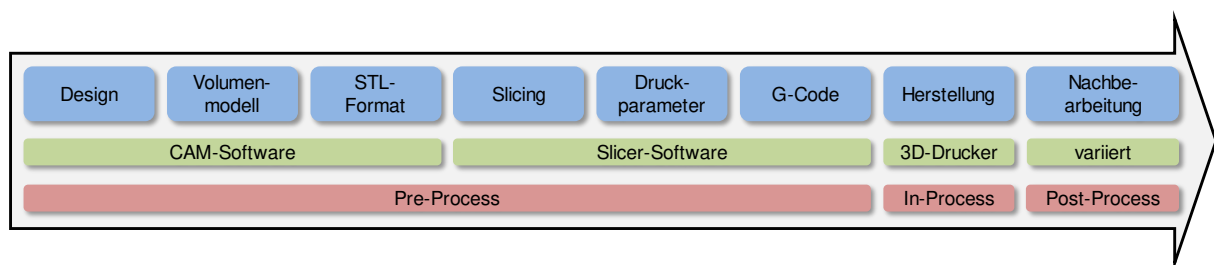


Abbildung 2.7: Prozessablauf beim 3D-Drucken

Die Ausführungen im Folgenden beschränken sich auf das 3D-Drucken von Kunststoffen. Es gibt mehrere Möglichkeiten die verschiedenen 3D-Druck-Verfahren für Kunststoffe zu gruppieren. In der Literatur erfolgt eine Einteilung meist entweder nach dem Aggregatzustand bzw. der Form der Ausgangsmaterialien [6, 93, 98–100] oder aber nach dem physikalischen Prinzip zum Fügen der Volumenelemente [94,

95, 101, 102]. Tabelle 2.6 fasst alle gängigen 3D-Druck-Verfahren für Kunststoffe sortiert nach den Ausgangsmaterialien zusammen.

Tabelle 2.6: 3D-Druck-Verfahren für Kunststoffe, sortiert nach Ausgangsmaterial

Ausgangsmaterial [Auftragsart]		Bindungsart [Aktivierungsenergie]	Verfahrensbeschreibung	Verfahrensbezeichnungen	
fest	Pulver [Streuer]	T ⁸	Sintern [Laser]	Lokales, schichtweises Aufschmelzen und Sintern von Pulver über Laser	<ul style="list-style-type: none"> Lasersintern (LS) Selektives Lasersintern (SLS)
	Pulver [Streuer]	T	Sintern [Wärmestrahlung]	Lokales, schichtweises Aufschmelzen und Sintern von Pulver über Wärmestrahlung von Druckkopf	<ul style="list-style-type: none"> Thermotransfer-Sintern (TTS)
	Pulver [Streuer]	T D ⁹	Kleben [keine]	Schichtweises Verkleben von Pulver durch Binder, Auftrag über Düse	<ul style="list-style-type: none"> Binder Jetting (BJ) 3D-Printing (3DP)
	Strang [Düse]	T	Schmelzen [Kontaktheizung]	Aufschmelzen und schichtweises Ablegen von Polymersträngen mittels Extrusionsdüse	<ul style="list-style-type: none"> Fused Deposition Modeling (FDM) Fused Layer Modeling (FLM) Fused Filament Fabrication (FFF) Layer Plastic Deposition (LPD)
	Folien [Auflegen]	T D	Kleben [keine]	Schichtweiser Aufbau durch Ausschneiden und Verkleben von Schichtkonturen	<ul style="list-style-type: none"> Layer Laminated Manufacturing (LLM) Laminated Object Manufacturing (LOM)
flüssig	flüssig-pastös [Bad]	D	Vernetzen [UV-Lampe]	Lokales, schichtweises Verfestigen von fotosensitiven Polymeren mittels UV-Strahlung aus einem Bad	<ul style="list-style-type: none"> Stereolithographie (SL, STL, STA)
	flüssig-pastös [Bad]	D	Vernetzen [UV-Lampe]	Schichtweises Verfestigen von fotosensitiven Polymeren mittels UV-Strahlung über Mikrospiegelprojektion	<ul style="list-style-type: none"> Digital Light Processing (DLP) Film Transfer Imaging (FTI)
	flüssig-pastös [Düse]	D	Vernetzen [UV-Lampe]	Verflüssigen fotosensitiver Polymere in Druckdüse, tröpfchenweiser Auftrag auf Druckbett und Verfestigen über UV-Strahlung	<ul style="list-style-type: none"> Poly-Jet Modeling (PJM)
	Wachs [Düse]	T	Schmelzen [Kontaktheizung]	Aufschmelzen von Wachsen in Druckdüse und flüssiger Auftrag auf Druckbett	<ul style="list-style-type: none"> Multi-Jet Modeling (MJM) Wachsdruk (3DWP)
gas	Partikel [Düse]	T D	verschiedene	Partikel gefüllte Trägerflüssigkeit zu feinem Aerosol zerstäubt und auf Oberfläche abgeschieden, Trägerflüssigkeit wird verdampft	<ul style="list-style-type: none"> Aerosol Printing Process Aerosol Jet Printing Maskless Mesoscale Materials Deposition

⁸ T = Thermoplast

⁹ D = Duroplast

2.2.2 Fused Deposition Modeling Verfahren

Das Fused Deposition Modeling Verfahren (FDM) ist ein auf der Extrusion basierendes, voll automatisiertes 3D-Druck-Verfahren zur Verarbeitung von Thermoplasten. Als Ausgangsmaterial kommt ein kontinuierlicher Thermoplast-Strang i. d. R. mit einem Durchmesser von 1,75 bzw. 2,85 mm zum Einsatz, der auf einer Spule aufgewickelt ist. Im Prozess, dargestellt in Abbildung 2.8, wird der Strang über ein angetriebenes, meist geriffeltes Rollenpaar von der Spule abgezogen und durch eine beheizte Düse mit runder Innenbohrung gedrückt.

Um ein ungewolltes Knicken oder Beulen des Strangs zwischen Fördereinheit und Extrusionsdüse zu verhindern, ist die Fördereinheit i. d. R. unmittelbar oberhalb der Extrusionsdüse angebracht. Oftmals wird der Strang auch oberhalb der Düse über Lüfterräder gekühlt oder in einem PTFE-Röhrchen geführt. In der meist elektrisch beheizbaren Düse wird der Thermoplaststrang aufgeschmolzen und über eine stufenförmige Querschnittsverengung auf den Durchmesser des Düsenausgangs verringert. Das Extrudat wird anschließend strangförmig auf einem Druckbett abgelegt und erstarrt durch die Abkühlung an der Umgebungsluft. Die extrudierten Stränge werden nebeneinander in der Ebene platziert. Hierfür wird die Druckdüse entweder über ein Portalsystem, Delta-Roboter oder in seltenen Fällen auch Knickarmroboter in zwei Richtungen verfahren. Nach jeder gedruckten Schicht wird das Druckbett abgesenkt oder die Düse angehoben. Auf diese Weise werden Schicht für Schicht dreidimensionale Bauteile aufgebaut.

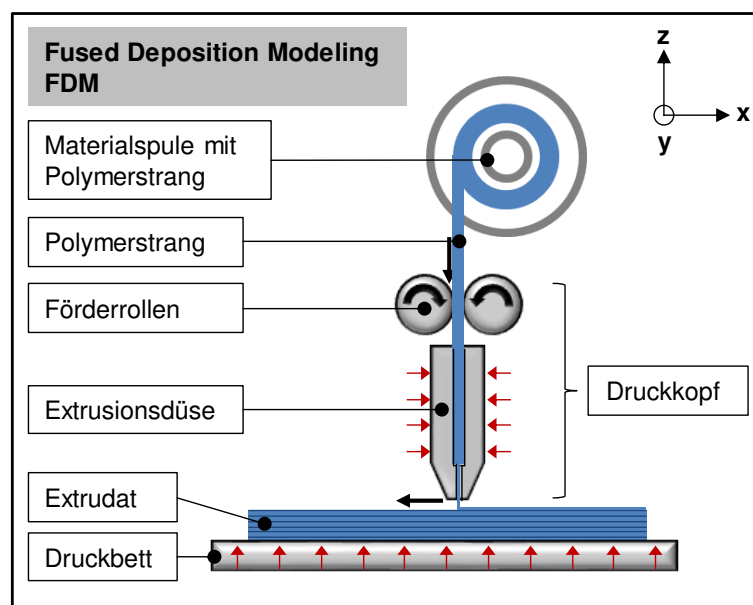


Abbildung 2.8: Prinzipskizze des FDM-Prozesses

Um die Haftung der ersten Lage auf dem Druckbett zu verbessern, können das Druckbett beheizt sowie verschiedene Beschichtungen aufgebracht werden. Die Größe des Druckraums variiert zwischen ca. $0,1 \times 0,1 \times 0,1 \text{ m}^3$ bis hin zu Großraumdruckern mit $2 \times 2 \times 2 \text{ m}^3$ oder mehr. Um den Druckprozess vor äußeren Einflüssen abzuschirmen ist der Druckraum meist abgeschlossen. Vor allem für die Verarbeitung von Thermoplasten mit hohen Schmelztemperaturen sowie teilkristallinen Thermoplasten empfiehlt sich zudem eine Beheizung des Druckraums. Die Verwendung von Mehrfachextrudern erlaubt die Verarbeitung verschiedener Materialien, Farben oder Stützstrukturen für Überhänge, ohne das zugeführte Material im Prozess wechseln zu müssen. Zwischen den Druckvorgängen erfolgt bei manchen Systemen die Reinigung der Düsenspitzen, um ein Ablagern von Kunststoffresten zu vermeiden. Abhängig von den Anforderungen an das zu druckende Bauteil kann eine Nachbearbeitung der Oberfläche erfolgen. Die beiden meistverarbeiteten Kunststoffe im FDM-Verfahren sind aufgrund ihrer amorphen Struktur und ihres geringen Schmelzpunkts Polylactid (PLA) und Acrylnitril-Butadien-Styrol (ABS). Darüber hinaus werden auch teilkristalline Thermoplaste, u. a. Polypropylen (PP), Polyethylenterephthalat (PET), Polyamide (PA), Polyoxymethylen (POM), Polyphenylensulfid (PPS) und Polyetheretherketon (PEEK), verarbeitet. [6, 97]

Prozessparameter

Das FDM-Verfahren bietet eine Vielzahl an einstellbaren Prozessparametern. Die wichtigsten Parameter sind in Tabelle 2.7 dargestellt. Gängige Durchmesser für den Düsenausgang liegen zwischen 0,3 und 0,6 mm [7]. Die Schichtdicke, i. d. R. 0,1 - 0,4 mm [6], ergibt sich aus dem Düsendurchmesser sowie dem Düsenabstand, der für eine gute Haftung meist kleiner gewählt wird, als der Durchmesser. Maximal erreichbare Druckgeschwindigkeiten liegen bei bis zu 150 mm/s [7]. Bei Geschwindigkeitsangaben handelt es sich jedoch meist um theoretisch erreichbare Maximalgeschwindigkeiten und keine realen Durchschnittsgeschwindigkeiten. Der Extruder lässt sich bei den meisten Druckern bis zu einer Temperatur von 300 °C beheizen, in Sonderfällen sogar bis über 500 °C [103].

Tabelle 2.7: Prozessparameter des FDM-Verfahrens

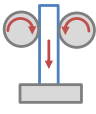
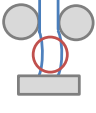
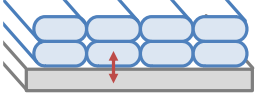
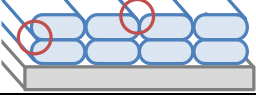
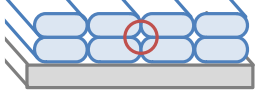
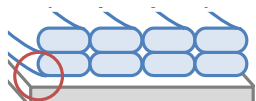
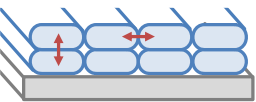
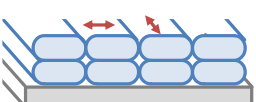
Prozessparameter	Einheit	Beschreibung
Fördergeschwindigkeit (Multipliar)	mm/s	Geschwindigkeit, mit der Polymerstrang in die Düse gefördert wird, Einstellung über Rotationsgeschwindigkeit der Förderrollen abhängig von Strangdurchmesser, Düsendurchmesser und Druckgeschwindigkeit
Druckgeschwindigkeit	mm/s	Verfahrgeschwindigkeit der Düse in der Ebene
Düsentemperatur	°C	Temperatur der Extrusionsdüse, über Thermistoren an Düse oder Heizelement gemessen, materialabhängig
Druckbetttemperatur	°C	Temperatur des Druckbetts, meist über Thermistoren an oder unter dem Druckbett gemessen, materialabhängig
Druckraumtemperatur	°C	Temperatur der Luft im Druckraum, optional bei geschlossenem Druckraum, Messung über Temperaturfühler, materialabhängig
Düsendurchmesser	mm	Durchmesser des Düsenausgangs
Düsenabstand (Z-Achsen Offset)	mm	Abstand zwischen Spitze der Extrusionsdüse und Ablageebene (Druckbett bzw. letzte Bauteillage)
Bahnabstand	mm	Versetzung der Düse bei Ablage benachbarter Stränge
Füllmuster	-	I. d. R. wird zuerst die Umrandung jeder Schicht gedruckt, beim Auffüllen des Umrisses können verschiedene Muster verwendet werden, bspw. ein konzentrisches Muster
Füllgrad	%	Einstellmöglichkeit Bauteil-Porosität über Bahnabstand
Positionierung	-	Positionierung des zu druckenden Bauteils auf dem Druckbett, abhängig von Bauteilgeometrie und ggf. Anwendungslastfall

Charakteristika und Herausforderungen

Verfahrensbedingt gibt es beim FDM-Verfahren verschiedene Herausforderungen bzw. Charakteristika. Die wichtigsten sind in Tabelle 2.8 aufgelistet. In der Literatur sind bereits zahlreiche Untersuchungen hinsichtlich des Einflusses der Prozessparameter aus Tabelle 2.7 auf die Prozesscharakteristika aus Tabelle 2.8, die mechanischen Eigenschaften der Druckerzeugnisse sowie die Druckdauer bekannt. Viele Einflüsse z. B. auf die Haftung zwischen Extrudat und Druckbett sowie den Verzug hängen dabei stark vom zu verarbeitenden Thermoplast ab. Die mit Abstand meisten Untersuchungen wurden mit ABS durchgeführt. Eine Zusammenfassung liefert u. a. Mohamed et al. [104].

Die Oberflächenwelligkeit hängt stark von der Schichtdicke ab [105, 106]. Zwischenpalte entstehen vor allem durch die Positionierung sowie die abgerundete Form der extrudierten Stränge und wirken sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften aus [107, 108]. Der strangförmige Aufbau eines Volumenelements verursacht zudem ein anisotropes Materialverhalten. Da die Verbindungsstellen zwischen den Strängen Fehlstellen darstellen, werden in Strangrichtung höhere Zugeigenschaften erzielt werden, als quer dazu [107, 108].

Tabelle 2.8: Herausforderungen beim FDM-Verfahren [6, 104–115]

Herausforderungen	Skizze	Beeinflusst durch
Schlupf an Förderrollen führt zu Differenz der Förder- und Verfahrgeschwindigkeit → Ausdünnen oder Abreißen des Extrudats		<ul style="list-style-type: none"> • Material • Düsentemperatur • Druckraumtemperatur • Fördergeschwindigkeit
Beulen des Strangs zwischen Fördereinheit und Düse durch mangelnde Strangsteifigkeit		<ul style="list-style-type: none"> • Material • Düsentemperatur • Druckraumtemperatur • Fördergeschwindigkeit
Ablösen des Extrudats von Druckbettoberfläche durch mangelnde Haftung oder Verzug		<ul style="list-style-type: none"> • Material • Druckbetttemperatur • Druckraumtemperatur • Düsenabstand
Welligkeit der Oberfläche aufgrund runder Düsenöffnung		<ul style="list-style-type: none"> • Düsendurchmesser • Düsenabstand
Zwischenspalte zwischen abgelegten Strängen aufgrund runder Düsenöffnung		<ul style="list-style-type: none"> • Düsendurchmesser • Düsenabstand • Bahnabstand • Füllgrad
Verzug aufgrund temperaturabhängiger Schwindung / Schrumpfung und Temperaturunterschied benachbarter Stränge beim Ablegen		<ul style="list-style-type: none"> • Material • Druckraumtemperatur • Druckbetttemperatur
Mangelnde Verbindung der Stränge bei der Ablage aufgrund des geringen Drucks und oder geringen Füge­temperatur		<ul style="list-style-type: none"> • Düsentemperatur • Druckraumtemperatur • Düsenabstand
Vorzugsrichtung in Strangrichtung durch Molekülausrichtungen, mangelnde Strangverbindung und Zwischenspalte		<ul style="list-style-type: none"> • Positionierung • Füllmuster

Wie bereits in Kapitel 2.1.2 beschrieben, sind für das Fügen von Kunststoffen vor allem die Parameter Temperatur, Druck und Zeit in der Fügezone entscheidend. Problematisch beim Verbinden der Stränge im FDM-Verfahren ist, dass der bereits abgelegte Fügepartner zum Fügezeitpunkt deutlich unter Schmelztemperatur abgekühlt ist. Druck kann zudem lediglich über den Düsenabstand zur Ablageebene appliziert werden. Abhängig von der Ablege­geschwindigkeit kann der Druck in der Fügezone dabei nur für den Zeitraum aufrechterhalten werden, in dem sich der Düsenkopf über der Fügezone befindet. Außerdem führen hohe Temperaturen zu einer Druckreduktion, da der Strang durch die niedrigere Viskosität leichter ausweichen kann. Es gibt verschiedene Ansätze zur Verbesserung der Strangverbindungen und damit auch der Konsolidierung der gedruckten Strukturen: Bauraumbeheizung bzw. gezieltes Beheizen des bereits abgelegten Fügepartners [109], eine dem Ablegepro-

zess nachgeschaltete Konsolidierungsrolle [110], expandierende Füllstoffe zum Schließen von Zwischenspalten [111] sowie dem Fertigen unter Sauerstoffabschluss in stickstoffhaltiger Schutzatmosphäre [112].

Vereinzelt sind in der Literatur zudem Untersuchungen zur Verarbeitung von PP im FDM-Verfahren zu finden [113–115]. Es wurden u. a. Zugversuche [113, 114] sowie Zugscherprüfungen zur Bestimmung der Strangverbindungen [115] durchgeführt. Bei den Zugversuchen nach DIN 53504-S3a könnten je nach Orientierung der Strangablage Festigkeiten zwischen 30 MPa und 35 MPa sowie Steifigkeiten zwischen 1 GPa und 1,2 GPa erreicht werden [113]. Für die Zugscherprüfungen zeigte sich bei höheren Düsentemperaturen zwischen 180 °C und 230 °C und höheren Druckbetttemperaturen zwischen 25 °C und 105 °C eine verbesserte Strangverbindung [115]. Das PP zeigt dabei aufgrund seiner teilkristallinen Struktur starken Verzug durch Schwindung. Eine Beheizung des Druckbetts und Füllstoffe, wie bspw. kurze Kohlenstofffasern, können den Verzug verringern [113]. Die Anhaftung des Extrudats am Druckbett konnte durch Verwendung einer PP-Platte verbessert werden [113].

Prozessmodellierung

Es existieren bereits mehrere analytische, numerische und empirische Modellierungsansätze zur Prozesssimulation des FDM-Prozesses, meist auf Grundlagen der Strömungsmechanik, der Wärme- und Stoffübertragung sowie physikalischer Aufschmelz- und Erstarrungsvorgänge des Polymers. Tabelle 2.9 gibt einen Überblick darüber, welche Aspekte des klassischen FDM-Prozesses bereits simulativ abgebildet wurden.

Tabelle 2.9: Aspekte des FDM-Prozesses mit existierenden Simulationsansätzen

Extrusionsprozess	Ablageprozess	Gedrucktes Bauteil
<ul style="list-style-type: none"> • Thermischer Verlauf [116, 117] • Polymerströmung [116, 117] • Strangexpansion [116, 117] • Orientierung von Kurzfasern [118] 	<ul style="list-style-type: none"> • Thermischer Verlauf [119, 120] • Polymerströmung [118, 120] • Polymerkristallisation [119, 120] • Verbindung der Stränge [119, 120] 	<ul style="list-style-type: none"> • Maßhaltigkeit <ul style="list-style-type: none"> ○ Verzug [121] ○ Oberflächenrauigkeit [122] • Mechanische Eigenschaften [118, 121]

Eine gute Übersicht der verschiedenen Modellierungsansätze für das FDM-Verfahren bieten Bikas et al. [123] und Turner et al. [124]. Heller et al. [118] simuliert mittels der

Software COMSOL die Verarbeitung von ABS, verstärkt mit kurzen Kohlenstofffasern, und betrachtet die durch die Verarbeitung entstehende Faserorientierung.

Darüber hinaus gibt es eine wachsende Anzahl kommerzieller Software, mit der die Simulation des FDM-Prozesses und damit hergestellter Bauteile ermöglicht werden soll. Hierzu zählen u. a. die Programme *COMSOL Multiphysics* der Firma *COMSOL*, *EX Digimat-AM* der Firma *e-Xstream* und *3DEXPERIENCE* der Firmen *Stratasys* und *Dassault Systèmes*. Diese betrachten ebenfalls die in Tabelle 2.9 dargestellten Prozess- und Bauteilaspekte.

2.2.3 3D-Drucken von Faser-Kunststoff-Verbunden

FKV, vor allem mit kontinuierlicher und orientierter Faserverstärkung, besitzen i. d. R. einen schichtweisen Aufbau. Man spricht dann auch von Laminaten, die sich aus einzelnen Laminatschichten zusammensetzen [1]. Daher gibt es viele Verarbeitungsverfahren, bei denen der FKV schichtweise und damit additiv aufgebaut wird, wie z. B. das Wickelverfahren, das Tapelegeverfahren sowie Handablegeverfahren wie bspw. das Handlaminieren. In Tabelle 2.10 werden die Verfahren hinsichtlich zentraler Eigenschaften des 3D-Drucks gegenübergestellt [1].

Tabelle 2.10: Herkömmliche AF-Verfahren für FKV im Vergleich mit 3D-Druck

	Wickelverfahren	Tapelegen	Handlaminieren	3D-Druck
Be-schrei-bung	Imprägnierte Rovings werden auf einen drehenden Kern aufgewickelt	Bändchenförmige Halbzeuge werden erwärmt und über eine Rolle auf einem Werkzeug abgelegt	Drapieren flächiger Halbzeuge auf Werkzeug. Weiterer Prozessschritt zur Konsolidierung / Aushärtung notwendig	Bauteilherstellung durch Aneinanderfügen von Volumenelementen
Aufbau	Bahn- und schichtweise	Bahn- und schichtweise	Schichtweise	Bahn- oder schichtweise
Geo-metrie	Rotationssymmetrisch	Flach, gekrümmt	Große Designfreiheit	Sehr große Designfreiheit
Werk-zeug	Kern	Einseitig	Einseitig / zweiseitig	Kein Werkzeug
Automa-tisierung	Automatisiert	Automatisiert	Manuelles Konfektionieren / Drapieren	Automatisiert

Aus Tabelle 2.10 geht hervor, dass es sich bei den additiven Verfahren aufgrund der Notwendigkeit eines Werkzeugs und der damit verbundenen Einschränkungen bei der herstellbaren Geometrie bzw. der Automatisierung nicht um 3D-Druckverfahren nach der Definition in Kapitel 2.2 handelt. Daher werden diese Verfahren im folgenden Stand der Technik nicht weiter berücksichtigt.

Anders als die Verfahren aus Tabelle 2.10 wurden additive 3D-Druckverfahren zunächst für die Verarbeitung reiner Kunststoffe entwickelt. Um die Werkstoffeigenschaften hinsichtlich der Verarbeitung sowie des finalen Produkts verbessern zu können, werden Kunststoffe für 3D-Druck-Prozesse zunehmend über Füllstoffe funktionalisiert. Hauptantrieb stellt in den meisten Fällen die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften und damit die Erweiterung der Einsatzmöglichkeiten der Produkte dar. Hierzu werden Nanopartikel, Partikel, Whisker¹⁰ sowie Kurzfasern, Langfasern bis hin zu kontinuierlichen Fasern in den jeweiligen Kunststoff integriert.

Abgesehen vom FDM-Verfahren beschränkt sich die Verstärkung auf Nanopartikel, Partikel und Kurzfasern. Hierfür finden sich zahlreiche Beispiele für das Stereolithographie- [125–128], Polyjet- [129], 3D-Printing- [130, 131] und das Selektive Lasersinterverfahren [98, 132, 133]. Dabei werden die eingesetzten Kunststoffe i. d. R. vor der Verarbeitung mit den entsprechenden Füllstoffen versetzt. Ansätze zur Integration kontinuierlicher Faserverstärkungen mittels dieser Verfahren beschränken sich auf das manuelle Zuschneiden und Einlegen von Textilien im Stereolithographie [134] und im 3D-Printing Prozess [135] sowie die Verstärkung durch Polymerfasern, die über Multimaterialverarbeitung im Polyjet-Verfahren entstehen [136, 137].

Faserverstärkung im FDM-Verfahren

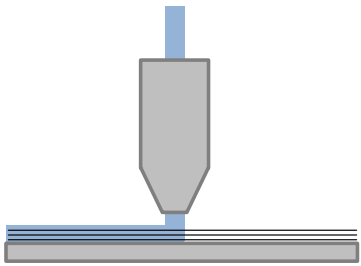
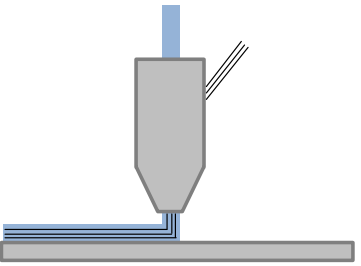
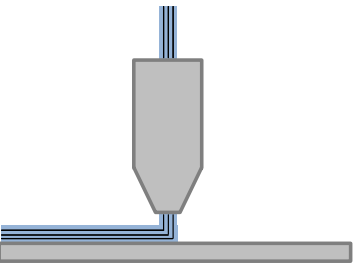
Die mit Abstand meisten Ansätze zur Integration vor allem von langen und kontinuierlichen Verstärkungsfasern existieren für das FDM-Verfahren. Der Vorteil des FDM-Verfahrens gegenüber anderer 3D-Druck-Verfahren ist dabei die Extrusion als Verfahrensprinzip. Während bei anderen 3D-Druck-Verfahren das Ausgangsmaterial als Flüssigkeit oder Pulver vorliegt und punktuell verfestigt bzw. verklebt wird, ist beim FDM-Verfahren sowohl das Ausgangsmaterial als auch dessen Verarbeitung kontinuierlich. Im Folgenden ist der aktuelle Stand der Forschung und Technik zur Integration von Verstärkungspartikeln und -fasern dargestellt.

- Partikelverstärkung: Zur mechanischen Verstärkung der FDM-Produkte über Partikel werden die zu verarbeitenden Kunststoffstränge mit den entsprechenden Partikeln versetzt. Eine Verarbeitung erfolgt über herkömmliches FDM Equipment. Zum Einsatz kommen vorrangig kohlenstoffbasierte Partikel wie Graphen oder Carbon Nano Tubes (CNT) [138–141] sowie Metalloxide [142, 143].

¹⁰ Monokristalline Fasern

- Kurzfaserverstärkung (< 1 mm): Wie bei der Partikelverstärkung werden die Kurzfasern dem Kunststoff ebenfalls vor der Verarbeitung im FDM-Verfahren zugegeben und lassen sich mit herkömmlichem Equipment verarbeiten. Die Kurzfaserverstärkung führt zu einer Verbesserung der Festigkeiten und Steifigkeiten der FDM-Produkte sowie zu einem spröderen Bruchverhalten [141, 143, 144]. Durch die Extrusion findet eine partielle Ausrichtung der Kurzfasern in Ablagerichtung und damit in der Ebene statt, wodurch ein anisotropes Materialverhalten erzeugt wird [141, 144, 145]. Die abrasive Wirkung der Verstärkungsfasern erhöht zudem den Verschleiß der Druckdüseninnenwand. Der durch Polymerschwindung und -schrumpfung verursachte Verzug der Produkte wird durch die Faserverstärkung deutlich verringert [146]. Gängige Faservolumenanteile in der Literatur liegen im Bereich von 5 - 30 Vol.-%, in Sonderfällen auch bis zu 40 Vol.-% [145]. Die Kurzfasern besitzen eine Länge von 0,05 bis 1 mm. Vor allem Faserverstärkungen aus Kohlenstoff [109, 139, 141, 144, 145, 147–150] aber auch Verstärkungen aus Naturfasern wie Jute [143] oder Hanf und Flachs [146] kommen zum Einsatz. Gängige Polymere sind ABS und PLA. In seltenen Fällen wird auch PP verwendet [146]. Kommerziell verfügbare Strangmaterialien sind meist kohlenstofffaserverstärkt mit Faservolumenanteilen zwischen 15 und 20 Vol.-% und bspw. unter den Marken *colorfabb*, *3DXTech*, *Carbonfill*, *Fillamentum* und *XT* erhältlich. In Einzelfällen werden auch glas- und naturfaserverstärkte Stränge angeboten.
- Langfaserverstärkung (> 1 mm; < 50 mm): Die Verstärkung mit Langfasern verhält sich analog zur Kurzfaserverstärkung. Mit steigender Faserlänge steigt jedoch auch die Gefahr des Verstopfens der Druckdüse. Faserlängen in der Literatur reichen von 1,75 mm [151] bis 3,2 mm [152]. Als Faserwerkstoffe werden Glas [151], Kohlenstoff [152] und Kunststoff [153] eingesetzt.
- Kontinuierliche Faserverstärkung: Es existieren drei verschiedene Ansätze zur Integration kontinuierlicher Verstärkungsfasern in den FDM-Prozess. Diese unterscheiden sich vor allem darin, wann im Prozess die Fasern mit dem Kunststoff in Berührung kommen. Fasern und Kunststoff können entweder getrennt auf dem Druckbett oder getrennt in der Druckdüse zusammengeführt werden. Als dritte Möglichkeit können auch bereits vor- oder vollimprägnierte Halbzeuge verarbeitet werden. Tabelle 2.11 fasst die Literatur zur Herstellung kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe im FDM-Verfahren zusammen.

Tabelle 2.11: Integration kontinuierlicher Verstärkungsfasern in den FDM-Prozess

Arten der Integration kontinuierlicher Fasern in den FDM Prozess									
Konzept 1 Zusammenführen von Faser und Kunststoff auf Druckbett			Konzept 2 Getrennte Fasern & Kunst- stoff Zufuhr in Druckdüse			Konzept 3 (Vor-)imprägnierte Halbzeuge			
									
	Quelle	Material	FVG ¹¹ Vol.-%	∅ ¹¹ mm	v _F ¹¹ mm/min	V _p ¹¹ Vol.-%	Zug ¹¹ σ _m / E MPa	3P-Biegung ¹¹ σ _B / E _B MPa	
Konzept 1	[154]	PLA CF	-	-	2100	-	33 / -	68 / -	
	[155]	ABS GF	0,6	-	-	-	48 / 2.100	-	
	[156]	ABS CF	1,45	0,4-0,9	3000	-	30 / -	-	
	[157]	ABS CF	-	-	-	-	22 / -	-	
	[158]	Patent							
	[159]	Patent							
Konzept 2	[160]	PLA CF	27	0,8	200	-	142 / -	335 / 3.000	
	[161]	PLA CF	50	1	-	-	-	-	
	[162]	PLA CF	34	-	-	-	91 / -	156 / -	
	[163]	PLA CF	6,6	1,4	100	-	185 / 2.000	133 / 5900	
	[110]	PLA CF	27	0,4	200	-	49 / 343	25 / 157	
	[164]	PLA AF	8,6	1	-	-	203 / 9.300	-	
	[165]	ABS CF	9	0,8	600	-	147 / 4.200	127 / 7.720	
	[166]	ABS CF	0,2	0,9	-	-	-	-	
	[167]	PEEK CF	4	-	-	-	-	-	
	[168]	PU CF	14,4	0,5	-	-	-	-	
	[169]	PEEK CF/GF	-	-	-	-	-	-	
	[170]	-	-	-	-	-	-	-	
	[171]	-	-	-	-	-	-	-	
	[172]	Patent							
	[173]	Patent							
[174]	Patent								
[175]	Patent								
Konzept 3	[176]	PA CF	52	1,5	200	-	560 / 83.000	-	
	[177]	PA CF	30	-	-	-	-	-	
	[178]	PP GF	35	-	-	-	-	-	
	[179]	Patent							
	[180–183]	PA C/G/AF	10-50	0,35	-	10-18	siehe Tabelle 2.12		
	[184]	PA CF	10-50	0,35	600	-	-	-	
	[185]	εCAP GF	27	-	-	11-19	168 / 11.600	-	
[186]	PLA CF	-	-	120	-	-	540 / 40.000		

Die größten Unterschiede der drei Konzepte aus Tabelle 2.11 sind Zeitpunkt und Umstände bei der Imprägnierung der Verstärkungsfasern. Während bei Konzept 3 die Imprägnierung zumindest teilweise bereits vor dem Herstellprozess erfolgt ist, findet bei Konzept 1 und 2 die Imprägnierung vollständig während des Druckprozesses

¹¹ FVG: Faservolumengehalt; ∅: Strangdurchmesser; v_F: Extrusionsgeschwindigkeit; V_p: Porengehalt hergestellter Struktur; σ_m: Zugfestigkeit; E: Zugmodul; σ_B: Biegefestigkeit; E_B: Biegemodul

ses statt. Vor allem für Konzept 1 gestaltet sich die Faserimprägnierung aufgrund des fehlenden Imprägnierdrucks als schwierig. Der Imprägnierdruck kann hier nur über Schwerkraft oder punktuell durch den Abstand der Druckdüse eingestellt werden. Der geringe Imprägnierdruck im Zusammenhang mit den hohen Schmelzviskositäten der eingesetzten Thermoplaste führt daher zu einer sehr schlechten Imprägnierung der Fasern [156, 157]. Dies zeigt sich auch an den vergleichsweise geringen FVG und mechanischen Eigenschaften, die mit Konzept 1 erreicht werden können.

Bei Konzept 2 findet die Imprägnierung in der Druckdüse statt. Hier gibt es abhängig von der Geometrie der Düseninnenbohrung die Möglichkeit einen hohen Imprägnierdruck aufzubauen, jedoch ist abhängig von Düsenlänge und Druckgeschwindigkeit die Imprägnierstrecke stark begrenzt, wodurch entweder die Druckgeschwindigkeit oder die Imprägnierqualität beeinträchtigt wird [160, 163, 165]. Dennoch existieren die meisten Forschungsansätze für Konzept 2. Das liegt u. a. an der einfachen Realisierung. Um erste Versuche durchführen zu können, muss an einem bestehenden FDM-System zunächst nur die Druckdüse ausgetauscht werden. Es können zudem herkömmliche FDM-Thermoplast-Stränge verwendet werden. Die Fasern werden bei separater Zuführung automatisch mit eingezogen und benötigen keine zusätzliche Förderung. Herausforderung ist dagegen vor allem die Zuführung der trockenen Fasern in die Düse. Hierbei kann es zu Faserschädigungen und Faserbrüchen sowie zum Verstopfen der Druckdüse kommen [164]. Darüber hinaus besitzen die extrudierten Stränge eine inhomogene Faserverteilung über den Querschnitt.

Tendenziell können mit Konzept 3 die höchsten FVG und mechanischen Eigenschaften erzielt werden. Der Vorteil ist hierbei, dass die Imprägnierung mindestens teilweise vor dem Druckprozess stattfindet und daher Imprägnierdruck und -zeit während des Druckprozesses eine geringere Rolle spielen.

Insgesamt können unabhängig vom gewählten Konzept, durch die kontinuierliche Faserverstärkung in Faserrichtung, die mechanischen Eigenschaften gegenüber kurzfaserverstärkten und unverstärkten FDM-Proben deutlich verbessert werden, vergleiche Tabelle 2.12. Vor allem bei den Zugversuchen in Faserrichtung zeigt sich dabei eine deutliche Verbesserung der Festigkeit und Steifigkeit. Wegen der mangelnden Lagenanbindung im FDM-Prozess fällt die Verbesserung der Biegekenwerte deutlich geringer als die der Zugkenwerte aus [165, 187, 188].

Aufgrund ihrer hohen dichtespezifischen mechanischen Kennwerte sind CF die mit Abstand häufigste eingesetzte Faserart bei den vorgestellten Forschungsarbeiten aus Tabelle 2.11. Daneben sind auch vereinzelte Beispiele für GF und AF zu finden. Da sowohl für Konzept 1 als auch 2 herkömmliche FDM-Strangmaterialien als Polymerkomponente eingesetzt werden können, finden sich viele Beispiele mit PLA und ABS als Matrixmaterial. Hierbei handelt es sich jedoch nicht um gängige Kunststoffe für FKV, sodass die fehlende Abstimmung von Faserschichte und Kunststoff eine schwache Faser-Matrix-Anbindung zur Folge hat [162].

Bei den meisten in Tabelle 2.11 vorgestellten Literaturquellen handelt es sich um erste Forschungsansätze und Machbarkeitsstudien. Lediglich die beiden Firmen *MarkForged* [183] und *Anisoprint* [184] bieten bereits kommerziell erhältliche FDM-Systeme für kontinuierlich faserverstärkte Kunststoffe an, siehe Abbildung 2.9.

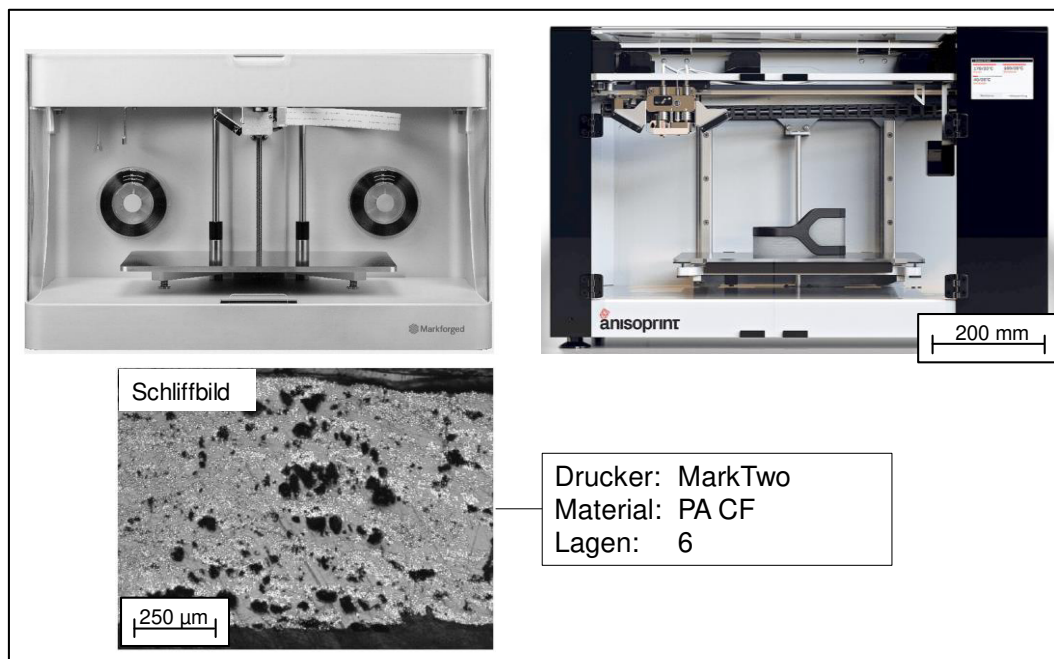


Abbildung 2.9: FDM-Drucker für kontinuierlich faserverstärkte Kunststoffe - *MarkTwo* von *MarkForged* [183] (links) und *Composer* von *Anisoprint* [184] (rechts); Schliffbild einer Proben hergestellt mit einem *MarkTwo*-Drucker von *MarkForged* (unten) [189]

Beide funktionieren nach dem gleichen Prinzip. Über ein Portalsystem mit Doppelpextruder werden ein Polymerstrang und ein 1.500 Filamente umfassender, bebindearter Roving schichtweise nacheinander auf dem Druckbett abgelegt. Die meisten Untersuchungen zur Verarbeitung kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe finden sich entsprechend für die kommerziell erhältlichen Drucker von *Markforged* [187–195]. Diese sind gesondert zu Tabelle 2.11 in Tabelle 2.12 dargestellt. Der Porengehalt liegt für gedruckte Lamine je nach Ablegegeometrie zwischen 10 - 18 Vol.-%

%). Das getrennte Ablegen von reinem Polymer und den vorimprägnierten Faserbündeln bewirkt eine inhomogene Faserverteilung [194]. Zudem konnten auch Faserschädigungen durch den Druckvorgang beobachtet werden [193].

Tabelle 2.12: Mechanische Charakterisierung der *Markforged* 3D-Drucker, Vergleich zwischen kontinuierlich faserverstärkten und unverstärkten Proben

Quelle	Anlage	Material	FVG Vol.-%	V_p Vol.-%	Zugeigenschaften		3-Punkt-Biegung	
					σ_m MPa	E GPa	σ_B MPa	E_B GPa
[187]	<i>MarkOne</i>	PA	0	-	61	0,5	42,0	1,06
[187]	<i>MarkOne</i>	PA CF PA CF	10,0 33,0	-	206 444	3,8 -	196	4,6
[190]	<i>MarkOne</i>	PA CF PA GF	41,0 35,0	10	600 450	13,0 7,2	430 149	38,1 14,7
[191]	<i>MarkOne</i>	PA CF	14,1	-	255	21,7	-	-
[192]	<i>MarkOne</i>	PA AF	10,1	-	80	9,0	-	-
[193]	<i>MarkOne</i>	PA CF	34,5	-	464	35,7	-	-
[194]	<i>MarkOne</i>	PA CF	27,0	10-18	986	63,9	466	51,2
[189]	<i>MarkTwo</i>	PA CF	50,0	12	-	-	600	30,0

Erste rudimentäre Prozessparameteruntersuchungen für Biegekennwerte mit kontinuierlicher Faserverstärkung wurden von Hu et al. [186] sowie von Tian et al. [160] durchgeführt. In beiden Fällen wurde als Material PLA mit CF-Fasern verwendet. Bei Hu et al. kamen teilweise vorimprägnierte Stränge zum Einsatz, während bei Tian et al. die Fasern über eine separate Zufuhr in die Druckdüse zugeführt wurden. In beiden Fällen zeigt sich eine Steigerung der Biegefestigkeit und des Biegemoduls für geringere Düsenabstände. Während bei Hu et al. ein negativer Einfluss höherer Druckgeschwindigkeiten, jedoch kein Einfluss der Düsentemperatur auf die Biegekennwerte festgestellt wird, zeigen sich bei Tian et al. steigende Biegekennwerte für höhere Düsentemperaturen, jedoch kein Einfluss der Druckgeschwindigkeit.

Ein Nachteil beim 3D-Drucken von FKV ist der schichtweise Aufbau in Zusammenhang mit dem anisotropen Materialverhalten. Der schichtweise Aufbau erlaubt nur eine Ausrichtung der Verstärkungsfasern in der Druckebene, jedoch in keine andere Raumrichtung. Um die Gestaltungsfreiheit des FDM-Prozesses zu erweitern, existieren erste Herangehensweisen die schichtweise Ablage zu erweitern:

- Ablagen von in z-Richtung leicht gekrümmter Strukturen [150, 158, 170, 196]
- Schrittweises Drehen des Ablege-Koordinatensystems von Schicht zu Schicht [184]
- 3D-Ablage der Stränge [161, 176]

Die größte Gestaltungsfreiheit auch hinsichtlich der Faserorientierung zeigt die 3D-Ablage. Diese wird durch das ausreichend schnelle Kühlen des schmelzflüssigen Polymerstrangs beim Verlassen der Düse ermöglicht. Eichenhofer et al. [176] und Liu et al. [161] nutzen das, um Kerne für Sandwichstrukturen herzustellen. Hierfür werden einzelne Stränge mit unterschiedlichen Winkeln geradlinig zwischen den Decklagen positioniert. Eichenhofer et al. verwendet für seinen Continuous Lattice Fabrication (CLF) Prozess Hybridgarne aus PA 12 mit 52 Vol.-% CF, die in einem FDM-basierten Prozess kurz hintereinander pultrudiert und danach extrudiert werden. Nach dem Verlassen der Extrusionsdüse können die Stränge mittels einer einseitig angebrachten Druckluftdüse gekühlt werden, siehe Abbildung 2.10.

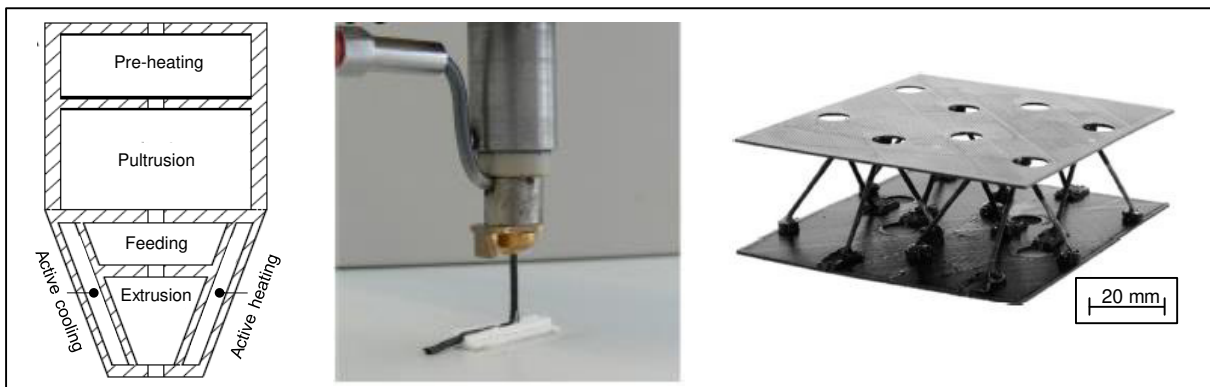


Abbildung 2.10: Continuous Lattice Fabrication (CLF); links: Schema Extrusionseinheit; Mitte: Druckkopf im Einsatz; rechts: Sandwichstruktur mit CLF gedrucktem Kern [176, 197]

Experimentelle Untersuchungen zeigen einen Anstieg des Porengehalts durch die Extrusion. Es wird vermutet, dass bei der Pultrusion komprimierte Lufteinschlüsse durch das Aufschmelzen zum Porenwachstum führen. Durch einen geringeren Energieeintrag und Düsendurchmesser sowie eine schnelle Abkühlung werden niedrigere Porengehalte erreicht. [197]

Es gibt auch Bestrebungen kontinuierlich faserverstärkte FKV mit duroplastischer Matrix in FDM-ähnlichen Verfahren über in-situ Aushärtung mittels UV-Strahlung oder durch nachträgliche Aushärtung im Ofen zu verarbeiten [198–201]. Auch hybride Verfahrenskombinationen aus FDM und klassischen FKV-Verfahren wie dem Injektionsverfahren VARI (Vacuum Assisted Resin Infusion) [202, 203] oder Prepreg-Verfahren [204] sind Gegenstand aktueller Forschung.

Darüber hinaus existieren weitere Literatur-Zusammenfassungen von 3D-Druck-Prozessen für FKV [205–208] und das FDM-Verfahren im Speziellen [209].

2.3 Schlussfolgerung

Zur Erweiterung des Anwendungsspektrums kunststoffbasierter 3D-Druckverfahren ist es wichtig das Prozessverständnis zu erhöhen und neue Werkstoffgruppen zu erschließen. Ein klarer Trend in der 3D-Druck-Branche ist daher die Verarbeitung von FKV-Werkstoffen, um die mechanischen Eigenschaften der Produkte zu erhöhen. Am vielversprechendsten zeigen sich dabei Extrusionsverfahren, wie das FDM-Verfahren. Kurzfaserverstärkte Halbzeuge für das FDM-Verfahren sind bereits am Markt etabliert und lassen sich mit wenigen Einschränkungen auf herkömmlichen FDM-Anlagen verarbeiten. Zur Maximierung der Verstärkungswirkung ist es jedoch erforderlich kontinuierliche Fasern verarbeiten zu können. Hierzu existieren verschiedene Forschungsansätze sowie zwei kommerzielle Systeme. Aufgrund des schichtweisen Aufbaus von Bauteilen im FDM-Verfahren, werden jedoch die Potentiale der hochanisotropen FKV-Werkstoffe nicht vollständig ausgeschöpft, da die Fasern meist lediglich in der Druckebene orientiert werden. Darüber hinaus zeigt der Stand der Technik keine Untersuchungen des komplexen Verarbeitungsverhaltens kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe im Zusammenspiel mit den vielen Einfluss- und Steuergrößen der 3D-Druck-Verfahren. Daher wird im Folgenden ein Lastenheft aufgestellt zur Entwicklung und Charakterisierung eines neuen 3D-Druck-Prozesses.

3 Konzepterstellung

Ausgehend von der Zielsetzung der Arbeit sowie dem Stand der Technik werden ein Lastenheft für die Prozessentwicklung definiert und ein Prozesskonzept entworfen.

3.1 Prozessanforderung

Ziel der Arbeit ist die Entwicklung und Charakterisierung eines 3D-Druck-Prozesses zur Verarbeitung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste. Dieser soll die Vorteile des 3D-Drucks hinsichtlich einer effizienten und individualisierten Fertigung komplexer Geometrien mit den hohen dichtespezifischen mechanischen Eigenschaften von FKV verbinden. Die sich hieraus ergebenden Anforderungen an den zu entwickelnden Prozess sind in Tabelle 3.1 zusammengefasst. Da es sich hierbei um eine grundlegende Neuentwicklung eines Prozesses handelt, sollen zunächst möglichst wenig Einschränkungen durch Vorgaben erfolgen. Die Quantifizierung der Anforderungen aus Tabelle 3.1 stützt sich auf die Erfahrungswerte aus dem Stand der Technik. Die Anforderungen sowie das Anwendungspotential können im Laufe des Entwicklungsprozesses weiter spezifiziert werden.

Tabelle 3.1: Lastenheft zur Entwicklung des neuen 3D-Druck-Prozesses

Hohe dichtespezifische mechanische Eigenschaften der Produkte		
Verstärkungsfasern	• Faserlänge: kontinuierlich	1
	• Faserorientierung: in alle Raumrichtungen	1
	• Faservolumengehalt: > 20 Vol.-%	2
Laminat	• Fehlstellen: Porenvolumengehalt < 20 Vol.-%	2
	• Faserverteilung: möglichst homogen über Querschnitt	3
Effizienter Herstellprozess mit hoher Designfreiheit		
Effizienz	• Vollständig automatisierbar	1
	• Massenausbringung: > 0,1 kg/h	2
	• Materialabfälle: < 1 %	2
Flexibilität	• Werkzeuglose Fertigung	1
	• Geometriefreiheit: 3D Geometrien	1
	• Materialauswahl: alle FKV-gängigen Kunststoffe und Fasern	2
Zuverlässigkeit	• Prozessstabilität: > 95 % Verfügbarkeit	2
	• Positioniergenauigkeit: +/- 0,1 mm	2

Priorisierung: 1 = hoch; 2 = mittel; 3 = gering

3.2 Identifikation einer geeigneten 3D-Druck Fertigungsmethode

Zwei Anforderungen aus Tabelle 3.1 an den zu entwickelnden Prozess stechen aus Sicht des 3D-Drucks hervor: die kontinuierliche Faserverstärkung sowie die lastgerechte Orientierung der Fasern in alle Raumrichtungen. Mit wenigen Ausnahmen befindet sich die Verarbeitung kontinuierlicher Verstärkungsfasern beim 3D-Drucken von Kunststoffen noch im Forschungsstadium. Darüber hinaus erfolgt bei allen etablierten 3D-Druck-Prozessen der Aufbau von Volumenelementen schichtweise.

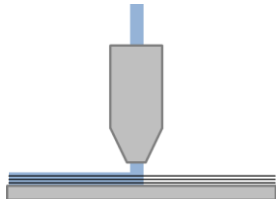
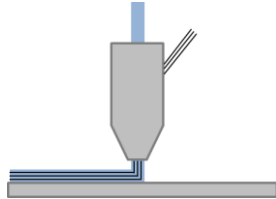
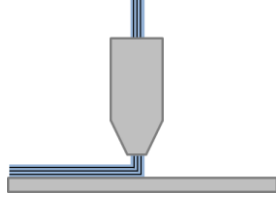
In Tabelle 2.6 wurden bekannte kunststoffbasierte 3D-Druck-Verfahren, sortiert nach der Form der eingesetzten Ausgangsmaterialien, zusammengefasst. Bei den meisten Verfahren werden Kunststoffe in Form von Pulvern oder als Flüssigkeit verarbeitet und dabei entweder aus einem Bad heraus oder aber nach dem flächigen Auftragen schichtweise verfestigt bzw. verbunden. Das erschwert es dem Prozess kontinuierliche Verstärkungsfasern automatisiert zuzuführen und anders als in der Ebene zu orientieren. Bei der Verwendung von flächigen Halbzeugen, wie bspw. Folien, können Fasern zwar bereits vorab in das Halbzeug integriert, jedoch ebenfalls lediglich zweidimensional orientiert werden. Nach Tabelle 2.6 sind Extrusionsverfahren die einzigen 3D-Druck-Verfahren bei denen das Ausgangsmaterial bereits vor der Verarbeitung in kontinuierlicher, aber nicht flächiger Form vorliegt und somit auch kontinuierlich verarbeitet werden kann. Aus diesem Grund existieren auch nach Kapitel 2.2.3 die vielversprechendsten Forschungsansätze zur Verarbeitung kontinuierlicher Verstärkungsfasern mittels 3D-Druck für Extrusionsverfahren. Durch den strangförmigen Aufbau ist es zudem vorstellbar, die ausschließlich schichtweise Fertigung um eine zusätzliche Dimension zu erweitern. Durch das positions- und richtungsvariable Ablegen der Stränge in alle drei Raumrichtungen könnte eine lastgerechte Faserverstärkung realisiert werden. Das bekannteste 3D-Druck-Extrusionsverfahren ist das FDM-Verfahren. Die Funktionsweise des FDM-Verfahrens wird daher als Basis der weiteren Prozessentwicklung zugrunde gelegt. Der neue Prozess erhält den Namen „Fiber Integrated Fused Deposition Modeling“, kurz FIFDM.

3.3 Ausarbeitung eines FDM-basierten Prozesskonzepts

Verarbeitung kontinuierlicher Verstärkungsfasern

In Tabelle 3.2 werden die drei in Kapitel 2.2.3 vorgestellten, möglichen Konzepte zur Integration kontinuierlicher Verstärkungsfasern in den FDM-Prozess inklusive ihrer Vor- und Nachteile miteinander verglichen.

Tabelle 3.2: Vergleich von Konzepten zur Faserintegration in Extrusionsverfahren

<p>Konzept 1</p> <p>Zusammenführen von Fasern & Kunststoff auf Druckbett</p>		<ul style="list-style-type: none"> ✗ Imprägnierung während Druckprozess ✗ Langsame Prozessgeschwindigkeiten ✗ Kein ausreichender Imprägnierdruck ✗ Prozessschritt: Zuführung der Fasern ✗ Faserverschnitt
<p>Konzept 2</p> <p>Getrennte Fasern & Kunststoff Zufuhr in Druckdüse</p>		<ul style="list-style-type: none"> ✓ Kein spezielles Halbzeug notwendig ✓ Geringe Materialkosten ✗ Imprägnierung während Druckprozess ✗ Langsame Prozessgeschwindigkeiten ✗ Beschädigung der Fasern
<p>Konzept 3</p> <p>Vorimprägnierte Halbzeuge</p>		<ul style="list-style-type: none"> ✓ Druckprozess ohne Imprägnierung ✓ „Hohe“ Prozessgeschwindigkeiten ✓ Faserschonende Verarbeitung ✓ Hoher FVG, hohe Imprägnierqualität ✗ Halbzeug notwendig

Um die Eignung der Konzepte auf den FIFDM-Prozess festzustellen, wurden die Konzepte basierend auf den Erkenntnissen aus dem Stand der Technik den Prozessanforderungen gegenübergestellt, siehe Tabelle 3.3. Demnach bietet Konzept 3 das größte Potential zur Erreichung der Zielsetzung. Das Zusammenbringen von Fasern und Kunststoff bereits vor dem Prozess verringert den komplexen und zeitintensiven Imprägnieraufwand im Prozess, schützt die Fasern vor Beschädigung und bietet gegenüber Konzept 1 die Option die Fasern gemeinsam mit dem Kunststoff individualisiert und automatisiert zu platzieren. Mit steigendem Imprägniergrad des Halbzeugs sinkt dabei der Aufwand bzw. die Zeit, die man für eine vollständige Imprägnierung im Prozess benötigt. Dadurch können die Materialausbringung sowie der Faservolumengehalt erhöht werden. Aufgrund gegensätzlicher Anforderungen zur Imprägnierung und Ablage der FKV-Stränge ist es daher effizienter die Schritte losgelöst voneinander in getrennten Prozessen zu optimieren. Ziel in dieser Arbeit ist daher die Verwendung von runden, kontinuierlich faserverstärkten Thermoplaststrängen (FTS) mit einer möglichst vollständigen Imprägnierung.

Tabelle 3.3: Eignung der Faserintegrationskonzepte hinsichtlich der Prozessanforderungen (grün = gut geeignet; gelb = mit Einschränkungen; rot = nicht realisierbar)

Mechanische Eigenschaften der Produkte		Konzept 1	Konzept 2	Konzept 3
Verstärkungsfasern	Faserlänge: kontinuierlich	grün	grün	grün
	Faserorientierung: 3D	rot	grün	grün
	Faservolumengehalt: > 20 Vol.-%	rot	gelb	grün
Laminat	Fehlstellen: < 20 Vol.-%	rot	gelb	grün
	Faserverteilung: möglichst homogen	gelb	gelb	grün
Effizienter Herstellprozess mit hoher Designfreiheit				
Effizienz	Vollständig automatisierbar	gelb	grün	grün
	Massenausbringung: 0,1 kg/h	gelb	grün	grün
	Materialabfälle: < 1 %	gelb	gelb	grün
Flexibilität	Werkzeuglose Fertigung	grün	grün	grün
	Geometriefreiheit: 3D	gelb	grün	grün
	Große Materialauswahl	gelb	grün	grün
Zuverlässigkeit	Prozessstabilität: > 95 % verfügbar	grün	gelb	grün
	Positioniergenauigkeit: +/- 0,1 mm	gelb	grün	grün

Faserorientierung

Zur Realisierung einer lastgerechten, dreidimensionalen Faserorientierung, muss die für den 3D-Druck klassische schichtweise Ablage der Polymerstränge hin zu einer 3D-Ablage erweitert werden. Das erfordert eine positions- und richtungsvariable Ablage der Stränge in alle drei Raumrichtungen. Dabei muss es, abhängig von der herzustellenden Geometrie auch möglich sein die Polymerstränge, ohne das Abstützen an Stützstrukturen, frei im Raum positionieren zu können. Eine solche 3D-Extrusion soll über die Kontrolle der Temperatur des extrudierten Polymerstrangs T_{FTS} ermöglicht werden. Randbedingungen hierfür sind in Abbildung 3.1 dargestellt.

Die Verformung des FTS erfordert es, dass der Kunststoff innerhalb der Extrusionsdüse über Schmelztemperatur T_S erwärmt wird, ohne dabei jedoch zu degradieren. Nach dem Verlassen der Düse muss der schmelzflüssige Zustand des Kunststoffs ausreichend lange aufrechterhalten bleiben, um das Verformen zu ermöglichen. Entgegen eines herkömmlichen FDM-Prozesses muss T_S für die 3D-Ablage jedoch auch in einer bestimmten Zeit bzw. Extrusionslänge wieder unterschritten werden, um durch die Eigenstabilität ein Zusammenfallen der abgelegten 3D-Struktur zu vermeiden. Hierdurch soll eine ausreichende Ablege-Genauigkeit trotz fehlender Abstützung der FTS erreicht werden. Die Möglichkeit Kunststoffstränge nicht nur schichtweise, sondern frei im Raum anordnen zu können, birgt darüber hinaus das Potential, die heutigen Grenzen der Designfreiheit für den 3D-Druck zu erweitern. Zudem

entfallen gerade für komplexe Geometrien zusätzliche Prozessschritte wie das Herstellen von Stützstrukturen und damit verbundene Nachbearbeitungsschritte.

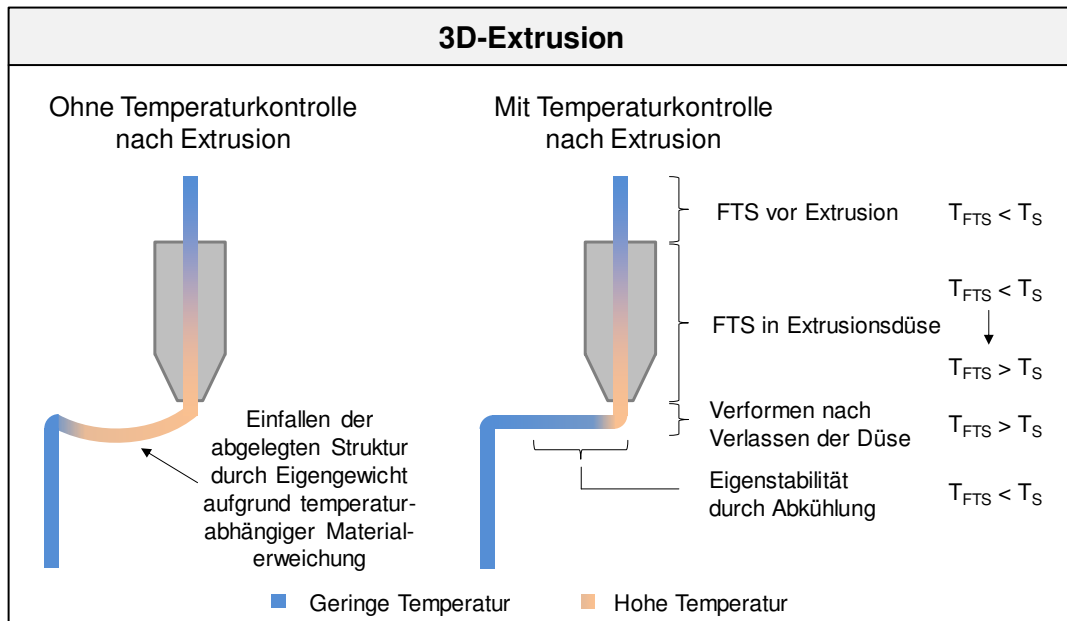


Abbildung 3.1: Qualitative Darstellung des Konzepts der Temperaturkontrolle zur Realisierung der 3D-Extrusion

Prozessskizze

Das Prozesskonzept des FIFDM-Prozesses erfordert gegenüber dem klassischen FDM-Verfahren eine grundlegende Neuentwicklung der Anlagentechnik. Erforderliche Neuentwicklungen sind:

- Extrusionsdüse: Da die Verstärkungsfasern im Gegensatz zum Polymer im Prozess nicht aufgeschmolzen werden, kann keine Verkleinerung der Querschnittsfläche des FTS erfolgen. Anders als bei klassischen FDM-Verfahren darf daher die Querschnittsfläche des Düsenausgangs nicht kleiner als die Querschnittsfläche des vollkonsolidierten FTS-Materials gewählt werden, um ein Verstopfen der Düse zu vermeiden. Aufgrund starker Querschnittssprünge im Düsenkanal sind herkömmliche FDM-Düsen für die Verarbeitung kontinuierlicher Verstärkungsfasern nicht geeignet.
- Kühleinheit: Für die 3D-Extrusion ist eine Kühleinheit zur Steuerung der Temperatur des FTS nach dem Verlassen der Düse erforderlich.
- Schneideinheit: Um bei einer diskontinuierlichen Ablage die Extrusionseinheit zwischenzeitlich auch ohne Materialförderung verfahren zu können, muss das Strangmaterial durchtrennt werden können. Die hohe Zugfestigkeit kontinuierlicher Verstärkungsfasern erfordert dabei ein maschinelles Trennen.

Abbildung 3.2 skizziert den neuen FIFDM-Prozess. Dieser kann in die Prozessschritte Förderung, Extrusion und Ablage unterteilt werden. Alle relevanten Prozessparameter für jeden dieser Prozessschritte sind ebenfalls in Abbildung 3.2 aufgelistet. Die Prozessparameter leiten sich aus dem Stand der Technik zum FDM-Verfahren, Kapitel 2.2.2, sowie dem hier entwickelten Prozesskonzept ab.

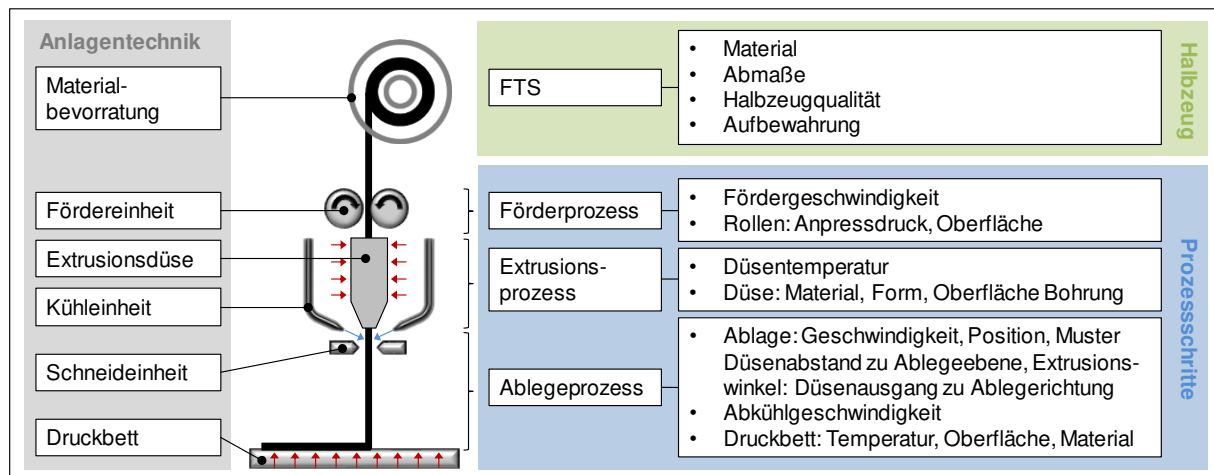


Abbildung 3.2: Prozessskizze des FIFDM-Prozesses inklusive Prozessparametern

In den folgenden Kapiteln 4 und 5 erfolgt die Entwicklung und Umsetzung des Prozesskonzepts. Dabei werden Antworten auf die Forschungsfragen aus Tabelle 3.4 erarbeitet.

Tabelle 3.4: Relevante Forschungsfragen für die Prozessentwicklung

Fragestellung	Relevanz für Prozessentwicklung
Wie kann die Qualität von FTS-Halbzeugen quantifiziert werden?	<ul style="list-style-type: none"> Halbzeugauswahl Einfluss der Halbzeugqualität auf Prozess Entwicklung neuer Halbzeuge Qualitätssicherung
Wie können die notwendigen anlagentechnischen Neuentwicklungen umgesetzt werden?	<ul style="list-style-type: none"> Extrusion kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaststränge 3D-Ablage
Ablage in den freien Raum: Zu welchem Zeitpunkt muss der extrudierte Strang welche Temperatur besitzen?	<ul style="list-style-type: none"> 3D-Ablage Auslegung Kühleinheit
Von welchen Prozessparametern werden der Prozess sowie die Produktqualität beeinflusst?	<ul style="list-style-type: none"> Aufbau von Prozessverständnis Identifikation von Prozessfenstern Prozessoptimierung

4 Anlagen- und Prozessentwicklung

In diesem Kapitel werden die Entwicklung eines Qualitätsanalyseverfahrens für FTS-Halbzeuge und einer FIFDM-Prototypenanlage beschrieben. Über eine thermische FE-Simulation des Extrusionsprozesses werden zudem Prozessgrenzen definiert.

4.1 Qualitätsanalyseverfahren zur Bewertung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplast-Stränge

Ziel ist es ein Qualitätsanalyseverfahren für kontinuierlich faserverstärkte thermoplastische Stränge (QTS), die im FIFDM-Prozess als Halbzeug verwendet werden sollen, zu entwickeln. Damit soll in dieser Arbeit folgendes ermöglicht werden:

- Halbzeugauswahl durch Bewertung und Vergleich verschiedener Halbzeuge
- Kenntnis über Materialqualität und -schwankungen zur Einordnung experimenteller Ergebnisse der Prozessanalyse

Um den Vergleich verschiedener Halbzeuge oder Chargen zu vereinfachen, soll jedem Material ein einziger Wert zugeordnet werden können. Je nach Anforderungen des Verarbeitungsprozesses und des herzustellenden Bauteils soll zudem eine Gewichtung der verschiedenen Auswertekriterien möglich sein.

4.1.1 Identifikation von Qualitätskriterien

Aus dem FIFDM-Prozess ergeben sich Anforderungen an das FTS-Halbzeug. Diese sind in Tabelle 4.1 dargestellt.

Tabelle 4.1: Aus FIFDM-Prozess abgeleitete Anforderungen an das Stranghalbzeug

FIFDM-Prozess	Anforderungen an FTS-Halbzeug
Möglichst große Ausbringungsmenge durch kontinuierliche Fördergeschwindigkeit, geringe Prozessunterbrechungen und geringen Wartungsaufwand	<ul style="list-style-type: none"> • Hohe Konstanz der Außengeometrie, Ø-Schwankung im Querschnitt < 50 % • Homogene Faserverteilung • Gute Imprägnierung, Porengehalt < 10 %
Möglichst große Designfreiheit	<ul style="list-style-type: none"> • Runder Querschnitt für gleichartiges Verformungsverhalten in alle Raumrichtungen
Möglichst hohe mechanische Eigenschaften (werkstoffunabhängig)	<ul style="list-style-type: none"> • Kontinuierliche Faserverstärkung • UD Faserausrichtung • Hohe Faser-Matrix-Anhaftung • Homogene Faserverteilung • Gute Imprägnierung, Porengehalt < 10 %
Geringe Form- und Lagetoleranz	<ul style="list-style-type: none"> • Hohe Konstanz der Außengeometrie, Ø-Schwankung im Querschnitt < 50 % • Homogene Faserverteilung

Die Kriterien, die zur Bewertung der FTS-Halbzeuge herangezogen werden, ergeben sich aus dem Prozesskonzept sowie den Prozessanforderungen an den FTS. Es werden zwei Kriterien von Halbzeugeigenschaften unterschieden:

- **Werkstoffabhängige Kriterien:** Eigenschaften, die vorrangig vom eingesetzten Werkstoff des Polymers oder der Fasern abhängen. Bspw.: Schmelztemperatur, Zugfestigkeit der Fasern, etc.
- **Werkstoffunabhängige Kriterien:** Eigenschaften des Verbunds, die die Weiterverarbeitung und die Produktqualität weitestgehend unabhängig vom Typ des eingesetzten Polymers und der Fasern beeinflussen. Bspw.: Strangform, Porengehalt, Faserorientierung, etc.

Je nach Anforderungen an z. B. Wärmebeständigkeit, Festigkeit oder Steifigkeit des herzustellenden Produkts spielen werkstoffabhängige Kriterien eine wichtige Rolle bei der Halbzeugauswahl. Um jedoch die Qualität des Halbzeugs bzgl. der Verarbeitbarkeit sowie der Qualität des herzustellenden Bauteils bewerten zu können, fließen in das QTS hauptsächlich die werkstoffunabhängigen Kriterien ein. Ausnahme bilden die mechanischen Zugeigenschaften. Um auch hier einen annähernd werkstoffunabhängigen Vergleich zu ermöglichen, werden diese auf die theoretischen Zugfestigkeiten des eingesetzten Faserwerkstoffs sowie die Fasermenge bezogen. Im Folgenden werden relevante FTS-Qualitätskriterien sowie deren Einfluss auf Weiterverarbeitung und Qualität des finalen Produkts vorgestellt:

- **Formtreue:** Beschreibt die Abweichung der Außengeometrie des Strangquerschnitts von der gewünschten Profilgeometrie. Da die angestrebte Profilquerschnittsgeometrie für den FIFDM-Prozess ein Kreis ist, beschreibt die Formtreue eine Abweichung der Rundheit des Kreises. Eine Abweichung der Rundheit kann zum einen zu Umformarbeit innerhalb der Düse und damit verbundenen langsameren Prozessgeschwindigkeiten führen. Zum anderen kann es zum Abscheren von Material am Düseneingang, Ablagerungen am Düsenrand und Faserbrüchen kommen. Auch der Wärmeeintrag pro Zeit in den Strang wird bei Unrundheit durch eine Verkleinerung der Kontaktfläche zwischen Düse und Strang herabgesetzt. Änderungen der Querschnittsform wirken sich zudem auf den Anpressdruck der Förderrollen aus, was Schlupf und damit Schwankungen bei der Fördergeschwindigkeit verursacht.

- Absolute Außenmaße: Beschreibt die Kantenlängen des Rechtecks mit der geringsten Fläche, das den FTS-Querschnitt vollständig einschließt. Schwankungen können zu Schwierigkeiten bei der Förderung des Strangs führen. Die maximale Kantenlänge ist zudem ein wichtiges Maß für die Düsengeometrie.
- Volumenkonstanz: Betrachtet die Abweichung der Querschnittsfläche über die Stranglänge. Die Auswirkungen auf das FIFDM-Verfahren entsprechen denen, der Abweichungen der Formtreue. Jedoch ist zu unterscheiden, ob die Querschnittsschwankungen auf Poren oder aber auf eine Masseänderung der Fasern bzw. des Polymers zurückzuführen sind. Im zweiten Fall kann ein zu großer Durchmesser zu einem Verstopfen der Düse sowie ein zu kleiner Durchmesser zu Lücken zwischen den abgelegten Strängen führen.
- Porengehalt: Der Porengehalt gibt Auskunft über die Vollständigkeit der Imprägnierung und die Konsolidierung des FTS. Bei Poren handelt es sich um gas- bzw. ungefüllte Hohlräume im FKV. Der Porengehalt kann daher Einfluss auf den Durchmesser des FTS haben. Darüber hinaus verringern die Poren die Wärmeleitfähigkeit und damit die Aufheizgeschwindigkeit des FTS. Im Druckerzeugnis stellen Poren zudem Fehlstellen dar, die die mechanischen Eigenschaften verringern. Poren könnten zwar während der Verarbeitung in der Düse geschlossen werden. Hierfür wird jedoch ausreichend Zeit, Druck und Temperatur benötigt und damit die Prozessgeschwindigkeit begrenzt.
- Faservolumengehalt: Als lasttragendes Element im FKV, besitzt die Menge der Fasern einen großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften.
- Faserausrichtung: Da eine gezielte Umorientierung der Fasern innerhalb des FTS im Weiterverarbeitungsprozess nicht möglich ist, sollten die Fasern bereits im Halbzeug möglichst gerade und in Strangrichtung ausgerichtet sein.
- Faserverteilung: Für eine universelle Einsetzbarkeit der Stranghalbzeuge sollte eine möglichst homogene Faserverteilung vorliegen. Freiliegende Fasern im Randbereich des Halbzeugs erhöhen die Reibung innerhalb der Extrusionsdüse. Das erschwert die Strangförderung und erhöht gleichzeitig den Verschleiß der Düse. Zudem können die Fasern im Randbereich des Strangs durch Fördereinheit oder Extrusionsdüse geschädigt werden.
- Mechanische Eigenschaften: Aufgrund der Realisierbarkeit der Prüfverfahren werden lediglich die Zugeigenschaften berücksichtigt. Verglichen mit den theoretischen Fasereigenschaften sind sie ein Indiz für beschädigte Fasern.

4.1.2 Analysemethoden zur Quantifizierung der Qualitätskriterien

Zur Überführung der Qualitätskriterien in quantifizierbare Qualitätswerte sind entsprechende Analysemethoden erforderlich. Hierfür sollten stichprobenartige Messungen in bestimmten Abständen über einen großen Bereich der Stranglänge durchgeführt werden. Dabei kann es sinnvoll sein, die Abstände zwischen den Messungen zu variieren. Dies verhindert, dass die Messungen durch systematische und in einer bestimmten Frequenz auftretende Einflüsse bei der Herstellung verfälscht werden.

Jedem Qualitätskriterium aus Kapitel 4.1.1 können zwei Qualitätswerte zugeordnet werden. Zum einen der Absolutwert, der durch das arithmetische Mittel über alle Messungen bestimmt und auf einen optimalen Wert bezogen wird. Zum anderen die Konstanz des jeweiligen Absolutwerts, die über den Variationskoeffizienten Var_x ermittelt wird. Diese normierte und maßstabsunabhängige Größe errechnet sich Formel 4.1 entsprechend aus dem Quotienten der Standardabweichung s und des arithmetischen Mittels \bar{x} und ist ein Maß für die Variabilität einer Datenmenge.

$$Var_x = \frac{s}{\bar{x}} \quad (4.1)$$

Ein Großteil der Analysemethoden erfolgte an Schliffbildern vom Querschnitt der FTS. Zur Anfertigung von entsprechenden Schliffbildern wurden die Einbettharze *Varidur 3003* der Firma *Buehler* sowie *KEM 15 plus* der Firma *ATM* verwendet. Die Proben wurden mittels Schleif- und Poliermaschinen der Firma *Struers* schrittweise bis zu einer Körnung von P4000 abgeschliffen und bis 1 μm Diamantdispersion poliert. Aufnahmen wurden mithilfe des Mikroskops *DM6000M* der Firma *Leica* gemacht. Die Auswertung erfolgte mit der Software *analySIS docu* der Firma *Olympus*.

Volumenkonstanz

Zur Bestimmung der Volumenkonstanz wird die Querschnittsfläche A_Q ermittelt. Hierfür wird der Umriss des Strangquerschnitts anhand eines Schliffbilds nachgebildet, indem manuell > 50 Punkte auf den Strangumfang gesetzt und geradlinig verbunden werden. Von der eingeschlossenen Fläche wird der Flächeninhalt berechnet.

Formtreue: Rundheit

Die Rundheit ist laut DIN EN ISO 1101 [210] als Differenz von zwei zentrierten Kreisen, mit einem minimalen Kreisdurchmesser, der die zu messende Fläche vollständig einschließt und einem maximalen Kreisdurchmesser, der vollständig innerhalb der zu

messenden Fläche liegt, definiert. Die Ausführung zur Bestimmung der Rundheit kann nach verschiedenen Methoden erfolgen: der Least Square Circle (LSC), der Minimum Circumscribed Circle (MCC), der Maximum Inscribed Circle (MIC) und der Minimum Zone Circles (MZC) Methode [211, 212]. Nachteil dieser Definitionen ist jedoch, dass lediglich die maximalen Rundheitsabweichungen in Betracht gezogen werden. Das bedeutet, dass im Falle von FTS einzelne, massearme Ausbuchtungen den Wert der Rundheit stark beeinflussen können. Hinsichtlich der Verarbeitung der FTS durch eine Düse stellen diese jedoch kaum Umformarbeit und damit auch keine große Einschränkung für den Prozess dar. Daher wurde eine neue Methode zur Bestimmung der Rundheit entwickelt. Diese erfordert die Berechnung der Querschnittsfläche sowie deren Flächenschwerpunkt anhand eines Schliffbildes eines FTS. Basierend darauf wird ein zur Querschnittsfläche flächengleicher Äquivalenzkreis mit dem Flächenschwerpunkt als Mittelpunkt in das Schliffbild gezeichnet. Die Methode setzt sich aus zwei Unterkriterien, veranschaulicht in Abbildung 4.1, zusammen.

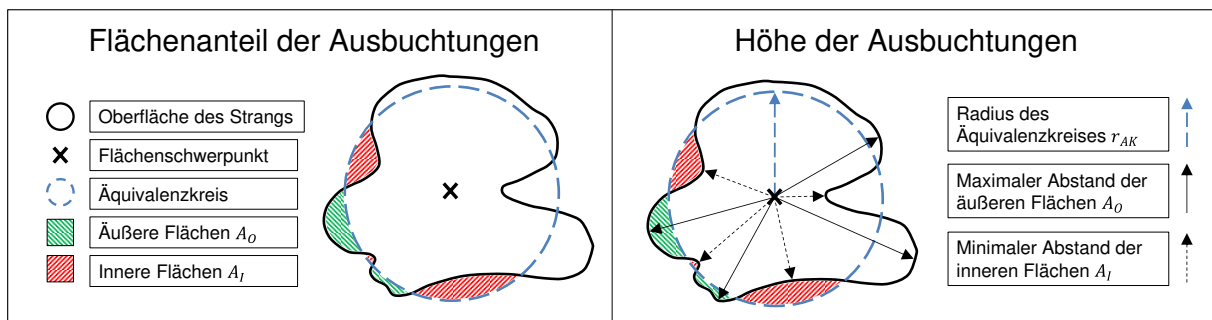


Abbildung 4.1: Unterkriterien zur Bestimmung der Rundheit

- Flächenanteil der Ausbuchtungen A_A : Die Querschnittsflächen A_O , die sich außerhalb des Äquivalenzkreises befinden bzw. die Flächen A_I , die innerhalb des Kreises liegen, aber nicht Bestandteil des Querschnitts sind, werden addiert und auf die gesamte Querschnittsfläche A_Q bezogen, siehe Formel 4.2.

$$A_A = \frac{1}{A_Q} \sum_i^n A_{O_i} = \frac{1}{A_Q} \sum_i^n A_{I_i} \quad (4.2)$$

- Durchschnittliche Höhe der Ausbuchtungen h_A : Der maximale Abstand d_o der äußeren Flächen A_{O_i} und der minimale Abstand d_i der inneren Flächen A_{I_i} zum Flächenschwerpunkt werden bestimmt und die Differenz zum Radius des Äquivalenzkreises r_{AK} berechnet. Der Mittelwert aus dem Betrag der Differenzen wird auf den Radius des Äquivalenzkreises bezogen, siehe Formel 4.3.

$$h_A = \frac{1}{n \cdot r_{AK}} \sum_i^n |d_{O,i} - r_{AK}| \quad (4.3)$$

Die Rundheit R wird nach Formel 4.4 als Mittelwert beider Unterkriterien definiert.

$$R = \frac{A_A + h_A}{2} \quad (4.4)$$

Absolute Außenmaße

Mithilfe eines Messschiebers werden die minimale und maximale Kantenlänge gemessen. Die Variation der Kantenlängen k_V ergibt sich aus dem Quotienten der minimalen k_{min} und der maximalen k_{max} Kantenlänge, siehe Formel 4.5.

$$k_V = \frac{k_{min}}{k_{max}} \quad (4.5)$$

Porengehalt

Der Porengehalt V_P wird mittels Grauwertanalyse an Schlifffbildern bestimmt. Bei der Grauwertanalyse wird der Kontrastunterschied zwischen Fasern, Matrix und Poren genutzt. Über Schwellwerte kann der Flächenanteil gleicher Grauwertbereiche des Gesamtstrangquerschnitts bestimmt werden. Nach Formel 4.6 wird der Porengehalt aus dem Quotienten der Porenfläche A_P und Querschnittsfläche A_Q berechnet.

$$V_P = \frac{A_P}{A_Q} \cdot 100 \% \quad (4.6)$$

Streng genommen handelt es sich bei der Messung an einem Querschnitt nicht um das Porenvolumen, sondern um eine Fläche. Wiederholte Messungen an mehreren Stellen über die Stranglänge lassen jedoch einen Schluss auf das Porenvolumen zu. Nachteil der Grauwertanalyse sind vergleichsweise hohe Ungenauigkeiten von erfahrungsgemäß bis zu +/- 5 % [62]. Diese resultieren zum größten Teil aus dem manuellen Einstellen der Schwellwerte sowie aus Fehlstellen im Schlifffbild wie bspw. Faser- ausbrüchen und Kratzern, die bei der Probenpräparation entstehen können.

Faservolumengehalt (FVG)

Es gibt verschiedene Möglichkeiten zur Bestimmung des FVG, bspw. über die Bestimmung der Masse der Fasern mittels Solvolyse bzw. Pyrolyse, über die Bestimmung der Dichte des FKV oder mittels Grauwertanalyse über Mikroskop- bzw. CT-Aufnahmen. Um Synergien zur Auswertung der anderen Qualitätskriterien nutzen zu

können, wird der FVG anhand von Schliffbildern und damit über Grauwertanalyse bestimmt. Unter der Voraussetzung, dass die Poren im späteren Verarbeitungsprozess geschlossen werden, ergibt sich der FVG V_F nach Formel 4.7 aus dem Quotienten der Faserfläche A_F zur Querschnittsfläche A_Q abzüglich der Porenfläche A_P .

$$V_F = \frac{A_F}{A_Q - A_P} \cdot 100 \% \quad (4.7)$$

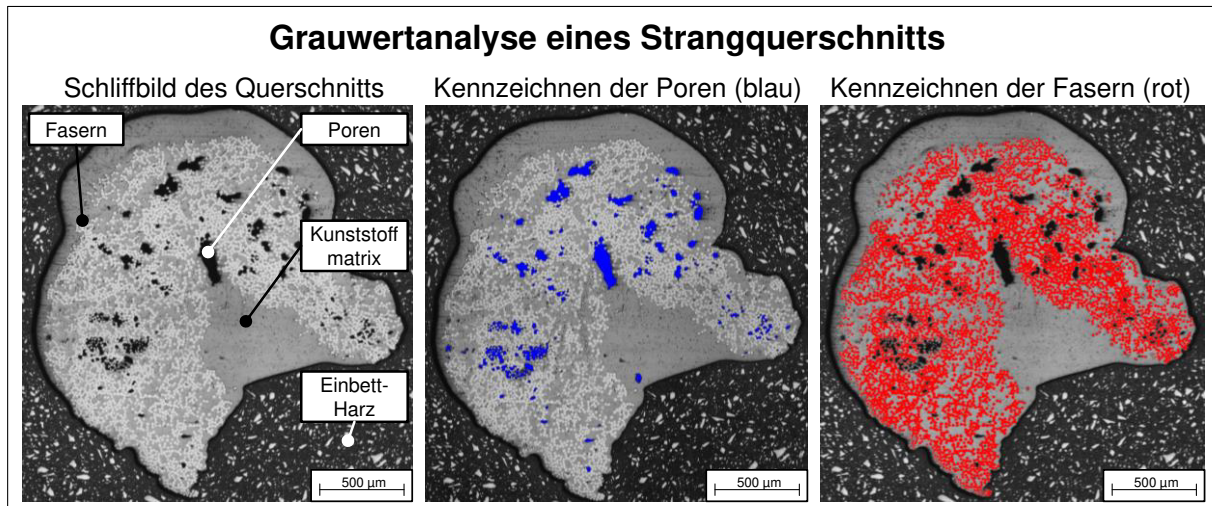


Abbildung 4.2: Bestimmung des Porengehalts (Mitte) und des Faservolumengehalts (rechts) mittels Grauwertanalyse an einem Schliffbild eines FTS-Querschnitts (links)

Faserverteilung

Voraussetzung zur Analyse der Faserverteilung ist die Bestimmung der Faserflächen mittels Grauwertanalyse. Die Fasern sind dann homogen über den Querschnitt verteilt, wenn alle benachbarten Fasern den gleichen, maximal möglichen Abstand voneinander besitzen. Um die geometrische Lage der Fasern in einem runden Querschnitt bestimmen zu können, wird die Faserposition über ein Polarkoordinatensystem beschrieben. Zur Verringerung des Auswerteaufwands wird der Strangquerschnitt entsprechend Abbildung 4.3 in diskrete Bereiche eingeteilt.

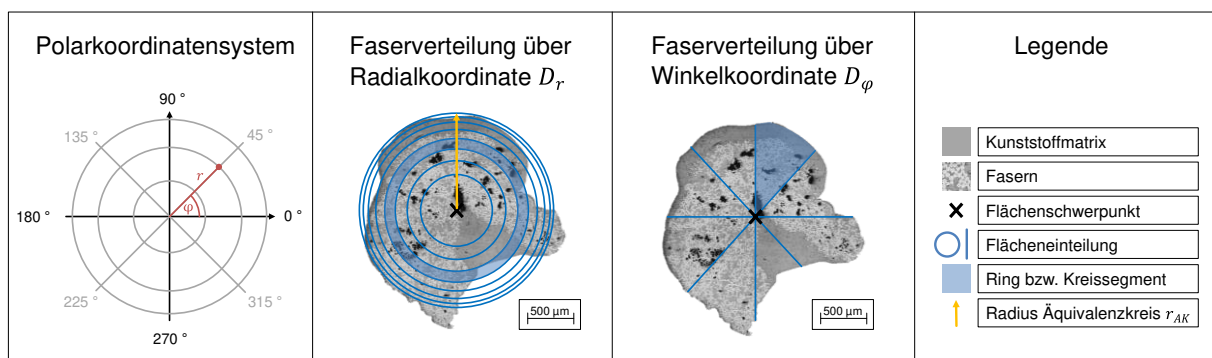


Abbildung 4.3: Bestimmung der Faserverteilung

- Verteilung der Fasern über die Radialkoordinate D_r : Der FTS-Querschnitt wird in einen Kreis und mehrere Ringe mit ansteigendem Radius unterteilt. Der Außenradius des größten Rings entspricht dabei dem des Äquivalenzkreises des Strangs r_{AK} . Der innere Kreis und die Ringe besitzen alle die gleiche Fläche und sind im Flächenschwerpunkt des Strangs zentriert. Nach Formel 4.8 werden die Faserflächen innerhalb der definierten Kreis- und Ringflächen A_{FR} jeweils auf den Quotienten aus Gesamtfaserfläche A_F und Anzahl der Kreis- bzw. Ringflächen n bezogen. Dieser Quotient beschreibt eine gleichmäßige Verteilung der Fasern auf die n Flächen. Je nach geforderter Auflösung kann der Querschnitt in verschieden viele Bereiche unterteilt werden. Hier wurde eine Unterteilung in einen Kreis und sieben Ringe vorgenommen.

$$D_r = 1 - \frac{1}{n} \sum_i^n \left| \frac{A_{FR_i}}{\frac{A_F}{n}} - 1 \right| \quad (4.8)$$

- Verteilung der Fasern über die Winkelkoordinate D_φ : Die Auswertung funktioniert entsprechend der Radialkoordinate. Einziger Unterschied ist, dass die Flächeneinteilung in Kreissegmente erfolgt. D_φ wird aus dem Verhältnis der Faserflächen der definierten Kreissegmente A_{FS} bezogen jeweils auf den Quotienten aus Gesamtfaserfläche A_F und Anzahl der Kreissegmente n berechnet, siehe Formel 4.9. In dieser Arbeit wurde eine Unterteilung in 8 Kreissegmente vorgenommen, siehe Abbildung 4.3.

$$D_\varphi = 1 - \frac{1}{n} \sum_i^n \left| \frac{A_{FS_i}}{\frac{A_F}{n}} - 1 \right| \quad (4.9)$$

Die Faserverteilung D stellt nach Formel 4.10 den Mittelwert der Unterkriterien dar.

$$D = \frac{D_r + D_\varphi}{2} \quad (4.10)$$

Faserorientierung

Da Schlißbilder nur eine Fläche und kein Volumen abbilden, wird die Faserstreckung mittels Computer Tomographie (CT) bestimmt. Im Falle von Kohlenstofffasern müsste hierfür aus Kontrastgründen auf ein Röntgenmikroskop zurückgegriffen werden. In

dieser Arbeit wurden CT-Aufnahmen mittels eines *nanotom 180NF* Micro-CT Scanners der Firma *GE Phoenix* an 15 mm langen Strangabschnitten mit einer Auflösung von 7 μm durchgeführt. Die Auswertung erfolgt mithilfe der Software *VGStudio Max*. Für die Faserstreckung wird dabei, wie bereits bei der Poren- und Faservolumengehaltsbestimmung, eine Grauwertanalyse durchgeführt. Mithilfe dieser werden die Volumenbereiche der Fasern, von denen der Matrix und der Poren unterschieden. In den CT-Scan wird ein kartesisches Koordinatensystem gelegt, wobei eine Achse, die Strangachse, entlang der Strangrichtung gelegt wird. Dies kann bspw. über die Flächenschwerpunkte mehrerer Schnittflächen realisiert werden. Die anderen Achsen schneiden den Strang senkrecht zur Strangrichtung. Über das Volumen des Strangs wird ein 3D-Mesh gelegt. Die Richtung der Faseranteile in jedem so entstehenden kleinen Volumenelement wird auf die Strangrichtung bezogen. Dieser sogenannte Faserwinkel α_F zwischen 0° (Richtung der Strangachse) und 90° (quer zur Strangachse) wird in Form eines Histogramms ausgegeben. Der arithmetische Mittelwert der Faserwinkel entspricht der Faserorientierung $\overline{\alpha_F}$.

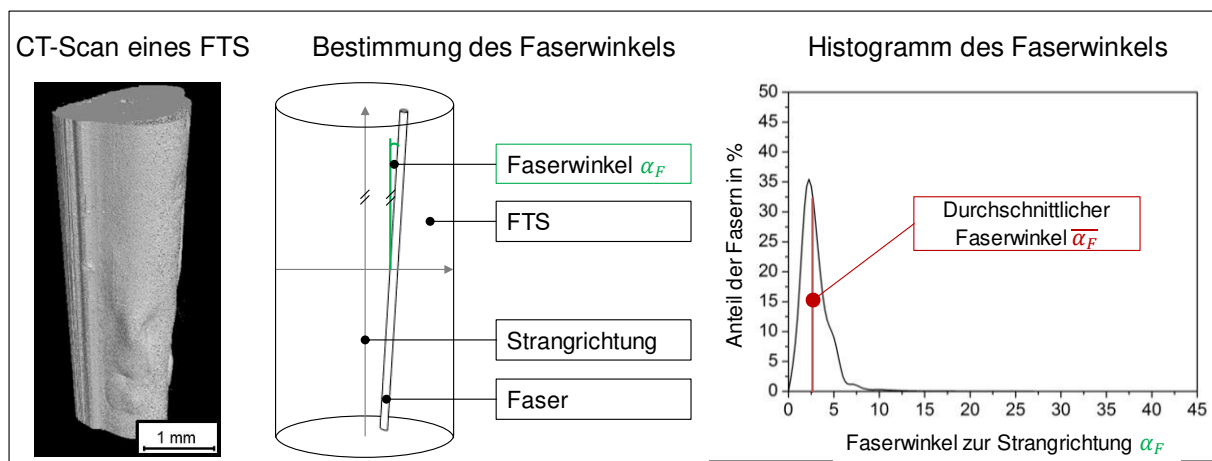


Abbildung 4.4: CT-Aufnahmen eines FTS inklusive Histogramms der Faserverteilung

Mechanische Eigenschaften: Zugfestigkeit / Zugsteifigkeit / Zugdehnung

Die Zugversuche werden in Anlehnung an DIN EN ISO 527-5 [213] und DIN EN ISO 17129 [214] zur Prüfung kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe durchgeführt. Aufgrund des vorgegebenen Strangdurchmessers und der unregelmäßigen Oberfläche konnten die Versuche nicht exakt nach den angegebenen Normen durchgeführt werden. Herausforderungen bei der Prüfungsdurchführung ergaben sich vor allem für die Einspannung der annähernd runden Stränge. Bei planen Einspannbacken führen zu große Presskräfte zu einer Vorschädigung des FTS und damit zu einem Versagen im Einspannbereich. Bei zu geringen Anpresskräften wird der FTS aus der Einspannung

gezogen. Aufgrund unregelmäßiger Außenformen können auch keine halbrunden Nuten in den Spannbacken verwendet werden, wie bspw. in [214] vorgesehen. Die Stränge wurden daher in 45 mm lange Spannbacken aus Stahl mithilfe des für PP geeigneten Klebstoffes *Scotch Weld DP 8005* von *3M* eingeklebt. Die Probenlänge zwischen den Einspannungen betrug 200 mm. Eine geprüfte Zugprobe inklusive der zusammengeklebten Spannbacken ist in Abbildung 4.5 zu sehen. Für eine bessere Vergleichbarkeit und als Maß für Faserschädigungen wird bei der Berechnung der Zugfestigkeit und des E-Moduls statt des gesamten Strangquerschnitts nur die Faserfläche¹² zugrunde gelegt.

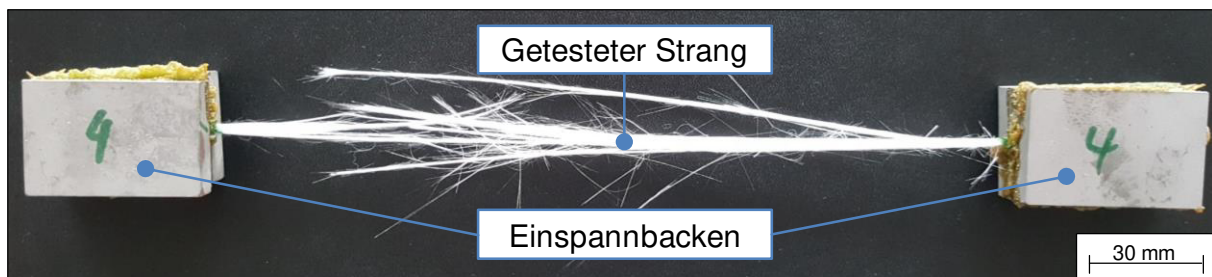


Abbildung 4.5: Zuggeprüfte FTS-Probe

4.1.3 Berechnung eines Qualitätsindex

Um einen aussagekräftigen Vergleich aus den quantifizierten Qualitätswerten verschiedener Halbzeuge herzustellen, ist eine Konsolidierung der Informationen erforderlich. Ziel ist daher die Zusammenfassung aller Qualitätswerte eines FTS in einem dimensionslosen Qualitätsindex. Hierfür werden alle Qualitätskriterien entsprechend Abbildung 4.6 in verschiedene inhaltliche Kategorien, sogenannte Qualitätscluster, eingruppiert. Es wird dabei unterschieden zwischen Qualitätskriterien, die eine direkte Aussage zur Geometrie, dem Verbund aus Kunststoff und Matrix und der Mechanik ermöglichen. Über die Qualitätscluster ist es möglich, trotz Konsolidierung der Informationen auf eine Kennzahl, eine inhaltliche Differenzierung der Qualitätsbewertung vorzunehmen. Während die geometrischen Qualitätskriterien einen größeren Einfluss auf den Verarbeitungsprozess besitzen, wirken sich die Qualitätskriterien der Cluster „Verbund“ und „Mechanik“ stärker auf das herzustellende Bauteil aus.

¹² Bestimmbar durch Grauwertanalyse am Schlifffbild

Qualitätsanalyseverfahren für kontinuierlich faserverstärkte thermoplastische Strangprofile (QTS)		
Qualitätscluster (Q_C)		
Geometrie Q_{C_1}	Verbund Q_{C_2}	Mechanik Q_{C_3}
<ul style="list-style-type: none"> • Formtreue $Q_{W_{11}}$ • Formtreue Konstanz $Q_{W_{12}}$ • Absolute Außenmaße $Q_{W_{13}}$ • Absolute Außenmaße Konstanz $Q_{W_{14}}$ • Volumenkonstanz $Q_{W_{15}}$ • Konstanz der Volumenkonstanz $Q_{W_{16}}$ 	<ul style="list-style-type: none"> • Porengehalt $Q_{W_{21}}$ • Konstanz des Porengehalts $Q_{W_{22}}$ • Faservolumengehalt $Q_{W_{23}}$ • Konstanz des Faservolumengehalts $Q_{W_{24}}$ • Faserverteilung $Q_{W_{25}}$ • Konstanz der Faserverteilung $Q_{W_{26}}$ • Faserorientierung $Q_{W_{27}}$ • Konstanz der Faserorientierung $Q_{W_{28}}$ 	<ul style="list-style-type: none"> • Zugfestigkeit $Q_{W_{31}}$ • Konstanz der Zugfestigkeit $Q_{W_{32}}$ • Zugsteifigkeit $Q_{W_{33}}$ • Konstanz der Zugsteifigkeit $Q_{W_{34}}$ • Zugdehnung $Q_{W_{35}}$ • Konstanz der Zugdehnung $Q_{W_{36}}$
Qualitätskriterien		

Abbildung 4.6: Einteilung der Qualitätskriterien in Qualitätscluster

Welche mathematischen Operatoren für das Verrechnen von Merkmalen herangezogen werden dürfen, hängt von deren Skalierungsniveau ab. Da alle hier aufgeführten Kriterien der Verhältnisskala und damit dem höchsten Skalenniveau zugeordnet werden können, können alle Grundrechenarten angewendet werden. Es dürfen darüber hinaus auch Verhältnisse der Merkmalswerte gebildet werden. Da die Qualitätswerte der Kriterien unterschiedliche Dimensionen mit verschiedenen Einheiten besitzen, ist jedoch eine Normierung der Qualitätswerte erforderlich. Alle Qualitätswerte werden daher auf eine dimensionslose Zahl zwischen 0 und 1 normiert, mit 1 als Maximum. Die Berechnung des Qualitätsindex $QITS$ erfolgt dann nach Formel 4.11.

$$QITS = \frac{1}{m} \sum_i^m \frac{1}{n} \sum_j^n Q_{W_{ij}} = \frac{1}{m} \sum_i^m Q_{C_i} \quad (4.11)$$

Formel 4.11 entsprechend, wird zunächst der Wert der Qualitätscluster bestimmt. Dieser entspricht dem arithmetischen Mittel Q_{C_i} aller im Qualitätscluster (i) enthaltenen Qualitätswerte $Q_{W_{ij}} \in [0...1]$. Der arithmetische Mittelwert der jeweiligen Qualitätscluster $Q_{C_i} \in [0...1]$ ergibt schließlich den Qualitätsindex der Stränge $QITS \in [0...1]$. Tabelle 4.2 gibt einen Überblick über die Normierung der Qualitätswerte inklusive der dazugehörigen Vergleichswerte. Da die Zugeigenschaften aufgrund der

Faserausrichtung kaum durch die Matrix beeinflusst werden, beziehen sich die theoretischen Vergleichswerte hierfür lediglich auf die Verstärkungsfasern.

Tabelle 4.2: Normierung der Qualitätswerte

Qualitätskriterium	Messwert & Dimension	Normierender Vergleichswert	Qualitätswert
Formtreue	R	Vollständig rund, $R = 0$	$Q_W = 1 - R$
- Konstanz	Var_R	Konstant, $Var_R = 0$	$Q_W = 1 - Var_R$
Absolute Außenmaße	k_V	Vollständig rund, $k_V = 1$	$Q_W = k_V$
- Konstanz	Var_{k_V}	Konstant, $Var_{k_V} = 0$	$Q_W = 1 - Var_{k_V}$
Volumenkonstanz	A_Q in mm^2	Sollwert (S_W) in mm^2 , Herstellerangabe	$Q_W = 1 - \left \frac{A_Q}{S_W} - 1 \right $
- Konstanz	Var_{A_Q}	Konstant, $Var_{A_Q} = 0$	$Q_W = 1 - Var_{A_Q}$
Porengehalt	V_P in %	Keine Porosität, $V_P = 0$ %	$Q_W = 1 - \frac{V_P}{100\%}$
- Konstanz	Var_{V_P}	Konstant, $Var_{V_P} = 0$	$Q_W = 1 - Var_{V_P}$
Faservolumengehalt	V_F in %	Sollwert (S_W) in %, Herstellerangabe	$Q_W = 1 - \left \frac{V_F}{S_W} - 1 \right $
- Konstanz	Var_{V_F}	Konstant, $Var_{V_F} = 0$	$Q_W = 1 - Var_{V_F}$
Faserverteilung	D	Homogen verteilt, $D = 1$	$Q_V = D$
- Konstanz	Var_D	Konstant, $Var_D = 0$	$Q_W = 1 - Var_D$
Faserorientierung	$\bar{\alpha}_F$ in °	Max. Abweichung (90°)	$Q_W = 1 - \frac{\bar{\alpha}_F}{90^\circ}$
- Konstanz	$Var_{\bar{\alpha}_F}$	Konstant, $Var_{\bar{\alpha}_F} = 0$	$Q_W = 1 - Var_{\bar{\alpha}_F}$
Zugfestigkeit	σ_m in MPa	Sollwert (S_W) in MPa, Theoretischer Faserwert	$Q_W = 1 - \frac{\sigma_m}{S_W}$
- Konstanz	Var_{σ_m}	Konstant, $Var_{\sigma_m} = 0$	$Q_W = 1 - Var_{\sigma}$
Zugsteifigkeit	E in GPa	Sollwert (S_W) in GPa, Theoretischer Faserwert	$Q_W = 1 - \frac{E}{S_W}$
- Konstanz	Var_E	Konstant, $Var_E = 0$	$Q_W = 1 - Var_E$
Zugdehnung	ε_B in %	Sollwert (S_W) in %, Theoretischer Faserwert	$Q_W = 1 - \frac{\varepsilon_B}{S_W}$
- Konstanz	Var_{ε_B}	Konstant, $Var_{\varepsilon_B} = 0$	$Q_W = 1 - Var_{\varepsilon_B}$

4.1.4 Gewichtung der Qualitätskriterien

Zur Anpassung des QTS an den jeweiligen Anwendungsfall sollen die Qualitätskriterien und -cluster bei der Berechnung des *QITS* gewichtet werden können. Damit kann auch eine ungewollte Gewichtung durch die unterschiedliche Anzahl an Qualitätskriterien je Cluster vermieden werden.

Ein etabliertes sowie effektives Verfahren für die Gewichtung von Kriterien stellt die Präferenzanalyse dar. Diese beruht auf der Methode des paarweisen Vergleichs. Dabei werden nacheinander alle Kriterien paarweise hinsichtlich ihrer Wichtigkeit miteinander verglichen und das jeweils bevorzugte Kriterium in einer Präferenzmatrix notiert. Anhand der absoluten Anzahl der Nennungen werden den Kriterien Positio-

nen P über ein Ranking zugeordnet, aus denen schließlich die Gewichtung $g_x \in [0...1]$ entsprechend Formel 4.12 berechnet wird. Dabei wird der Quotient aus der Summe der Gewichte g und der Summe der Positionen P mit der umgedrehten Position uP_x multipliziert. Beispielrechnungen hierfür befinden sich in Kapitel 4.2.

$$g_x = \frac{\sum_i^n g}{\sum_i^n P} \cdot uP_x \quad (4.12)$$

Nach Formel 4.13 bestehen bei der Berechnung der $QITS$ zwei Möglichkeiten zur individuellen Gewichtung. Zum einen können die einzelnen Qualitätswerte innerhalb eines Clusters über die Gewichtungsfaktoren $g_{ij} \in [0...1]$ einem Ranking unterzogen werden. Zum anderen lassen sich auch die Qualitätscluster untereinander über die Faktoren $g_i \in [0...1]$ gewichten.

$$QITS = \sum_i^m \sum_j^n g_{ij} Q_{w_{ij}} = \sum_i^m g_i Q_{c_i} \quad (4.13)$$

Für den gesonderten Fall, dass alle Qualitätswerte gleich gewichtet werden sollen, müssen die Qualitätscluster mit dem Quotienten aus der Anzahl der enthaltenen Qualitätskriterien und der Summe aller Qualitätskriterien gewichtet werden.

4.2 Materialauswahl und -charakterisierung

In dieser Arbeit wird auf bestehende Halbzeuge zurückgegriffen. Ausgehend von einer Marktrecherche wurde ein Zwischenprodukt aus der Herstellung langfaserverstärkter Thermoplast-Pellets (LFT-Pellets) für Fließpress- oder Spritzgussprozesse als geeignetes FTS-Halbzeug identifiziert. Aufgrund der günstigen Ausgangsmaterialien und des automatisierten Herstellprozesses handelt es sich bei LFT-Pellets um vergleichsweise günstige FKV-Halbzeuge. Um kontinuierliche Stränge für den FIFDM-Prozess zu erhalten, wurde das im Pultrusionsprozess hergestellte Material manuell vor dem Zerkleinern aus dem Produktionsprozess entnommen. Für die Materialauswahl werden insgesamt zwei Stränge mit 1,9 mm Durchmesser von verschiedenen Herstellern miteinander verglichen. Beide bestehen aus teilkristallinem PP mit einem Massengehalt von 60 % kontinuierlichen GF. Aufgrund fehlender Informationen der Hersteller, wird davon ausgegangen, dass sich hierbei um die gängigste Glasfaserart im FKV-Bereich handelt, die E-Glasfaser. Diese besitzt eine Dichte von $2,6 \text{ kg/m}^3$, woraus sich ein Faservolumengehalt von 34,4 Vol.-% ergibt. PP wurde aufgrund der niedrigen Schmelztemperatur ausgewählt. Den jeweiligen Da-

tenblättern zufolge ist der einzige Unterschied zwischen den beiden Materialien die Farbe der Matrix. Während das PP von Hersteller 1 mithilfe von Rußpartikeln schwarz eingefärbt wird, ist das PP von Hersteller 2 naturbelassen, siehe Abbildung 4.7. Die FTS Materialien sollen mithilfe des entwickelten QTS hinsichtlich der Eignung für die FIFDM-Prozessentwicklung miteinander verglichen werden.

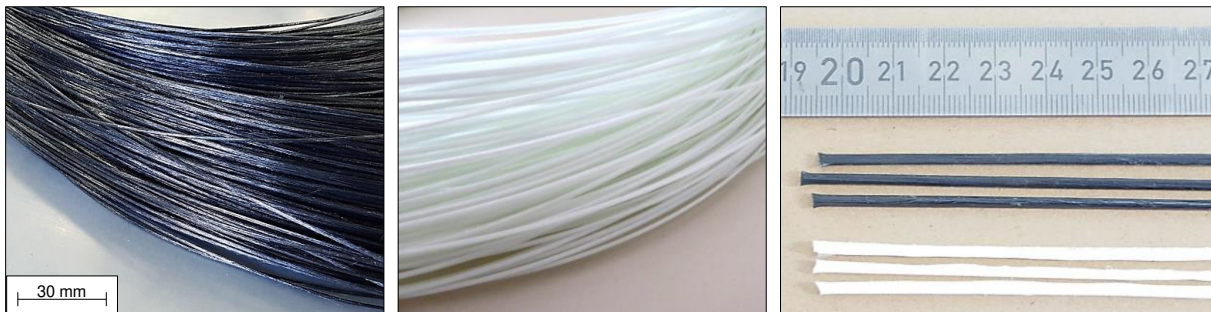


Abbildung 4.7: FTS von Hersteller 1 (schwarz) und Hersteller 2 (weiß)

Zunächst werden die Qualitätskriterien nach der Methode aus Kapitel 4.1.4 gewichtet. Da der Einfluss der Halbzeugqualität auf den FIFDM-Prozess in dieser Arbeit nicht untersucht wird, wird die Gewichtung auf Basis der theoretischen Überlegungen aus Kapitel 4.1.1 durchgeführt. Dabei werden jeweils die zusammengehörigen Kriterien aus Absolutwert und Konstanz zusammengefasst. Die Gewichtungsfaktoren werden daher bei der Berechnung des *QITS* jeweils hälftig auf beide Qualitätswerte aufgeteilt. Tabelle 4.3 zeigt die Gewichtung der Qualitätskriterien des Clusters „Geometrie“. Da die Volumenkonstanz nach den Überlegungen aus Kapitel 4.1.1 unter den Geometriekriterien die meisten Einflussgrößen auf Prozess und Bauteil besitzt, wird sie am höchsten gewichtet.

Tabelle 4.3: Gewichtung der Qualitätskriterien des Qualitätsclusters „Geometrie“

Paarweiser Vergleich 0: weniger wichtig 1: wichtiger	Formtreue	Absolute Außenmaße	Volumenkonstanz	Nennungen	Position	Umgedrehte Position	Gewichtung
Formtreue		1	0	1	2	2	0,33
Absolute Außenmaße	0		0	0	3	1	0,17
Volumenkonstanz	1	1		2	1	3	0,50
Prüfsumme							1

Tabelle 4.4 zeigt die Gewichtung der Kriterien im Cluster „Verbund“. Hier stellen Faserausrichtung, Porengehalt und Faserverteilung wichtige Größen für die experimentelle Prozessanalyse dar. Je höher und stabiler die Qualität des Halbzeugs desto geringer sind Einflüsse des Halbzeugs auf den Prozess und desto eindeutiger können

die Ergebnisse einer experimentellen Untersuchung bestimmten Prozesseinflüssen zugeordnet werden. Die absolute Höhe des Faservolumengehalts spielt daher trotz des großen Einflusses auf die mechanischen Eigenschaften eine untergeordnete Rolle für die Prozessanalyse.

Tabelle 4.4: Gewichtung der Qualitätskriterien des Qualitätsclusters „Verbund“

Paarweiser Vergleich 0: weniger wichtig 1: wichtiger	Porengehalt	FVG	Faser- verteilung	Faser- orientierung	Nennungen	Position	Umgedrehte Position	Gewichtung
Porengehalt		1	0	1	2	2	3	0,30
Faservolumengehalt	0		0	0	0	4	1	0,10
Faserverteilung	0	1		0	1	3	2	0,20
Faserorientierung	1	1	1		3	1	4	0,40
Prüfsumme								1

Da die Anforderung an die Mechanik stark von der Anwendung des Produkts abhängt, werden hier alle sechs Kriterien dieses Qualitätsclusters gleich und daher mit dem Faktor 0,167 gewichtet. Die Qualitätscluster werden entsprechend Tabelle 4.5 gewichtet. Da das Cluster „Verbund“ nicht nur die meisten Qualitätskriterien besitzt, sondern auch große Auswirkung auf die anderen Cluster besitzt, wird es am höchsten gewichtet. Das Cluster „Mechanik“ spielt dagegen für das Verständnis der Prozesseinflüsse die geringste Rolle, da mechanische Eigenschaften nur vergleichend betrachtet werden.

Tabelle 4.5: Gewichtung der Qualitätscluster

Paarweiser Vergleich 0: weniger wichtig 1: wichtiger	Geometrie	Verbund	Mechanik	Nennungen	Position	Umgedrehte Position	Gewichtung
Geometrie		0	1	1	2	2	0,33
Verbund	1		1	2	1	3	0,50
Mechanik	0	0		0	3	1	0,17
Prüfsumme							1

Tabelle 4.6 zeigt die gemittelten Messwerte der Qualitätskriterien für beide FTS inklusive des Versuchsplans. Die Anzahl der Auswertungen und der Abstand der Entnahmestellen kann an die jeweiligen Anforderungen des Analyseprozesses angepasst werden. Hier wurden aus Gründen der statistischen Absicherung mit einer Ausnahme fünf Stellen im Abstand von 1 m ausgewertet. Um regelmäßig wiederkeh-

rende Effekte zu berücksichtigen, kann je nach Anwendung auch ein alternierender Abstand gewählt werden. Die Messwerte der einzelnen Proben befinden sich im Anhang in Tabelle 9.1.

Tabelle 4.6: Messwerte der Qualitätskriterien für zwei verschiedene FTS

Qualitätskriterien		Versuchsplan	Methode	Einheit	FTS 1	FTS 2
Cluster "Geometrie"						
Formtreue	R	5 Schliffbilder, Abstand 1 m	Mikroskopie	-	0,157	0,162
- Konstanz	Var_R			-	0,134	0,149
Außenmaße	k_V	5 Messstellen, Abstand 1 m	Mess- schieber	-	0,812	0,738
- Konstanz	Var_{kV}			-	0,106	0,032
Volumenkonstanz	A_Q	5 Schliffbilder, Abstand 1 m	Mikroskopie	mm ²	2,81	2,67
- Konstanz	Var_{A_Q}			-	0,018	0,031
Cluster "Verbund"						
Porengehalt	V_P	5 Schliffbilder, Abstand 1 m	Mikroskopie	%	3,37	6,44
- Konstanz	Var_{V_P}			-	0,225	0,217
Faservolumengehalt	V_F			%	31,78	32,37
- Konstanz	Var_{V_F}			-	0,052	0,097
Faserverteilung	D			-	0,733	0,638
- Konstanz	Var_D			-	0,076	0,114
Faserorientierung	$\bar{\alpha}_F$	1 Probe	CT	°	3,15	3,51
- Konstanz	$Var_{\bar{\alpha}_F}$			-	-	-
Cluster "Mechanik"						
Zugfestigkeit	σ_m	5 Proben, Abstand 1 m	Zugversuch	MPa	761	742
- Konstanz	Var_{σ_m}			-	0,024	0,079
Zugsteifigkeit	E			GPa	20,5	18,4
- Konstanz	Var_E			-	0,024	0,013
Gleichmaßdehnung	ε_B			%	4,36	3,94
- Konstanz	Var_{ε_B}			-	0,011	0,096

Tabelle 4.7 zeigt die ermittelten Qualitätswerte sowie den daraus berechneten $QITS$ für beide Halbzeuge. Aus Kapazitätsgründen der Messmittel wurde nur ein Kennwert zur Faserorientierung ermittelt. Somit entfällt hier der Qualitätswert zur Konstanz.

Nach Tabelle 4.7 erreicht der FTS 1 für jedes Cluster und damit auch für den $QITS$ einen höheren Wert als der FTS 2 und wird daher für die Prozessentwicklung des FIFDM-Prozesses ausgewählt. Der $QITS$ der beiden Halbzeuge liegt dabei um 0,021 Punkte auseinander. Zur Einordnung des Punkteunterschieds muss berücksichtigt werden, dass der $QITS$ zwar theoretisch Werte zwischen 0 und 1 annehmen kann, eine realistische Spanne jedoch zwischen 0,8 und 1 zu erwarten ist.

Tabelle 4.7: Vergleich der Qualitätswerte und daraus berechneten $QITS$ zweier FTS

Qualitätskriterium	Gewicht	$Q_{w_{ij}}$ FTS 1	$Q_{w_{ij}}$ FTS 2
Formtreue	0,165	0,843	0,838
- Konstanz	0,165	0,866	0,851
Absolute Außenmaße	0,085	0,812	0,738
- Konstanz	0,085	0,894	0,968
Volumenkonstanz	0,25	0,992	0,943
- Konstanz	0,25	0,982	0,969
Cluster „Geometrie“	0,33	0,920	0,902
Porengehalt	0,150	0,966	0,936
- Konstanz	0,150	0,775	0,783
Faservolumengehalt	0,050	0,924	0,941
- Konstanz	0,050	0,948	0,903
Faserverteilung	0,100	0,733	0,638
- Konstanz	0,100	0,924	0,886
Faserorientierung	0,400	0,965	0,961
- Konstanz	-	-	-
Cluster „Verbund“	0,50	0,906	0,887
Zugfestigkeit ¹³	0,167	0,729	0,731
- Konstanz	0,167	0,988	0,921
Zugsteifigkeit ¹⁴	0,167	0,912	0,843
- Konstanz	0,167	0,976	0,987
Zugdehnung ¹⁵	0,167	0,910	0,821
- Konstanz	0,167	0,989	0,904
Cluster „Mechanik“	0,17	0,963	0,913
Gewichtete $QITS \in [0...1]$	-	0,912	0,891

Das in dieser Arbeit eingesetzte FTS 1 Material stammt aus einer Charge und wird im Folgenden nur noch FTS genannt. In Tabelle 4.8 sind die für die Prozessentwicklung wichtigsten, getrennt vom QTS ermittelten Werkstoffcharakteristika dargestellt.

Tabelle 4.8: Werkstoffcharakteristika des in dieser Arbeit eingesetzten FTS-Materials

Kenngroße	Einheit	Kennwert	Stand.-abw.	Analysemethode
Werkstoff	Polypropylen mit kontinuierlichen Glasfasern			
Äquivalenter Durchmesser (porenfreier, runder Strang)	mm	1,87	0,05	Schliffbild ¹⁶
Breiteste Stelle	mm	2,22	0,084	Messschieber ¹⁶
Schmalste Stelle	mm	1,79	0,076	Messschieber ¹⁶
Porengehalt	Vol.-%	5,84	2,09	Grauwertanalyse ¹⁷
Faservolumengehalt	Vol.-%	27,58	1,44	Grauwertanalyse ¹⁶
Faserdurchmesser	μm	15	-	Schliffbild
Schmelztemperatur	$^{\circ}\text{C}$	166	-	DSC ¹⁸
Kristallisationstemperatur	$^{\circ}\text{C}$	120	-	DSC ¹⁸
Kristallisationsgrad	%	42,79	-	DSC ¹⁸

¹³ Vergleichswert: Zugspannung eines eingebetteten E-Glasfaserfadens = 3400 MPa [3].

¹⁴ Vergleichswert: E-Modul einer E-Glasfaser = 73 GPa [3].

¹⁵ Vergleichswert: Bruchdehnung einer E-Glasfaser = 4,8 % [3].

¹⁶ Stichprobengröße = 10; Probenabstand: 1 m

¹⁷ Stichprobengröße = 17, variierender Abstand

¹⁸ Stichprobengröße = 1; DSC1, Firma Mettler Toledo, Aufheiz- und Abkühlrate: 10 K/min

Zur Visualisierung der Werkstoffcharakteristika zeigt Abbildung 4.8 sechs Schliffbilder des FTS-Querschnitts sowie einen Längsschnitt aus der μ CT-Aufnahme.

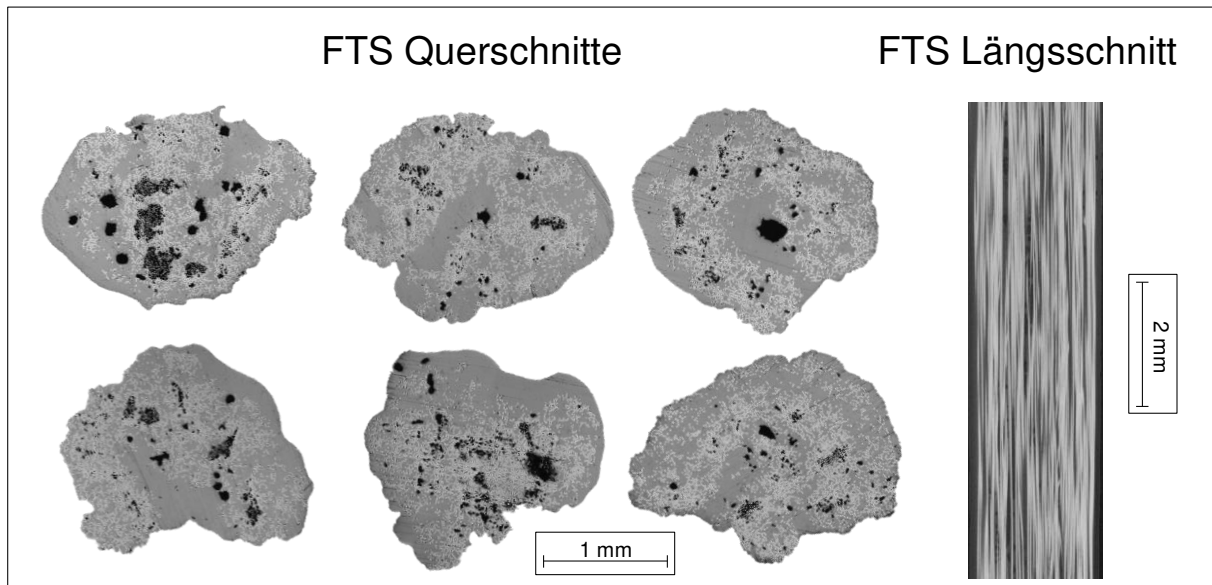


Abbildung 4.8: Sechs Lichtmikroskopaufnahmen des FTS-Querschnitts im Abstand von 1 mm entnommen sowie einen FTS-Längsschnitt aus der μ CT-Aufnahme (rechts)

4.3 Entwicklung und Konstruktion einer Extrusions- und Kühleinheit

Da der FIFDM-Prozess auf dem FDM-Prinzip beruht, wird als Basis für die Prozessentwicklung auf herkömmliche FDM-Anlagentechnik zurückgegriffen. Notwendige Neuentwicklungen gegenüber der FDM-Anlagentechnik sind die Extrusionsdüse, die Kühleinheit sowie die Schneideinheit. Im Rahmen dieser Arbeit wird die Entwicklung einer neuen Extrusions- und Kühleinheit vorgestellt. Da der Fokus der Arbeit auf der Extrusion und Ablage der FTS liegt und der Schneidprozess hauptsächlich der Prozessautomatisierung dient, wird dieser im Folgenden nicht berücksichtigt. Das Trennen der extrudierten FTS erfolgte daher für alle in dieser Arbeit vorgestellten Versuche manuell mit einer Schere.

FDM-Anlage

Grundlage für die Prozessentwicklung bildet die FDM-Portalanlage *X400CE* der Firma *German RepRap GmbH*, dargestellt in Abbildung 4.9. Die Portalanlage verfügt über einen Doppelsextruder, der sich mittels Zahnriemen, angetrieben von Schrittmotoren, auf Schienen in x- und y-Richtung bewegt. Die Bewegung in z-Richtung wird über das elektrisch beheizbare Aluminium-Druckbett realisiert, das mittels drei rotierender Spindeln auf- bzw. abgesenkt werden kann. Das quadratische Druckbett ist darüber hinaus zur Nivellierung an allen vier Ecken in der Höhe justierbar und besitzt

auf der Rückseite mittig einen 100 k Ω NTC-Thermistor mit einer Toleranz von ± 1 % zur Temperaturmessung und -regelung. Die Ansteuerung der Anlage erfolgte über einen PC mit der Software *Simplify3D* (Version 2.2.2) der gleichnamigen Firma.

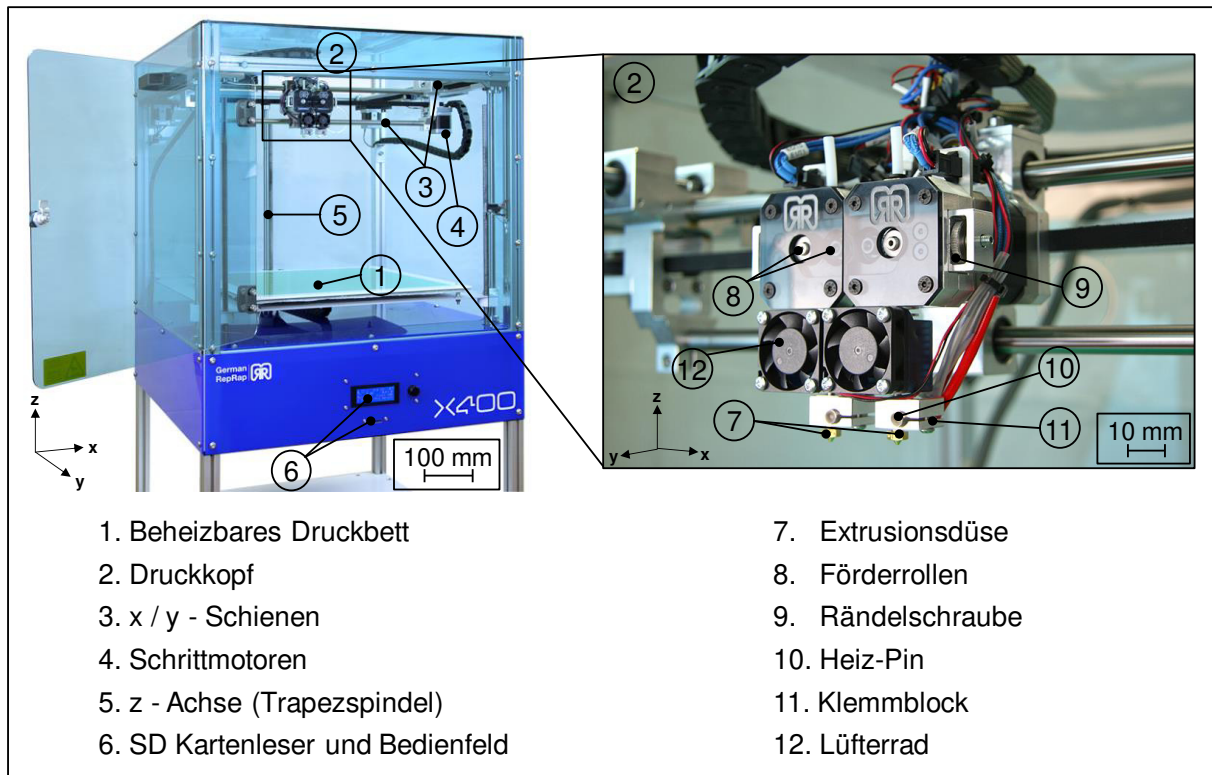


Abbildung 4.9: FDM-Portalanlage X400CE der Firma *German RepRap GmbH*

Die zwei miteinander verbundenen Extrudereinheiten beinhalten jeweils eine Fördereinheit, eine beheizbare Druckdüse und ein Lüfterrad. Die Fördereinheit, bestehend aus einem gegenüber angeordneten Rollenpaar, wurde auf das Nachfolgemodell *DD3* umgerüstet. Bei diesem Modell wird eine geriffelte Rolle über einen Schrittmotor angetrieben. Der Abstand zur zweiten, glatten und freidrehenden Rolle kann über eine Rändelschraube eingestellt und somit der zu fördernde Kunststoffstrang geklemmt werden. Unterhalb der Fördereinheit befindet sich die Extrusionsdüse aus Messing. Diese ist zur thermischen Isolierung über einen Adapter aus PEEK am Extrusionskopf befestigt. Ein auf die Düse geklemmter Aluminiumblock dient als Aufnahme für einen elektrisch beheizbaren Pin sowie einen Thermistor. Über den Pin kann der Aluminiumblock und darüber die Messingdüse mittels Wärmeleitung beheizt werden. Der 100 k Ω NTC-Thermistor mit einer Toleranz von ± 1 % ermöglicht die Messung und Regelung der Temperatur des Aluminiumblocks. Die maximale Heiztemperatur beträgt 300 °C. Das Lüfterrad sorgt dafür, dass der Kunststoffstrang trotz der Hitzeentwicklung der darunterliegenden Extrusionsdüse nicht bereits in der För-

der Einheit an Härte verliert und somit auch nicht von den Förderrollen verformt wird. Tabelle 4.9 fasst die Kenndaten des *X400CE* „3D-Druckers“ zusammen.

Tabelle 4.9: Kenndaten des *X400CE* 3D-Druckers der *German RepRap GmbH*

Druckraum	mm ³	400 x 400 x 350
Maximale Verfahrensgeschwindigkeit Druckkopf (x, y)	mm/min	9.000
Maximale Verfahrensgeschwindigkeit Druckbett (z)	mm/min	200
Auflösung / minimale Schichtdicke	mm	0,1
Positioniergenauigkeit	mm	± 0,01
Maximale Betriebstemperatur	°C	300
Maximale Druckbetttemperatur	°C	120
Durchmesser Halbzeug, wahlweise	mm	1,75 bzw. 3
Durchmesser Düsenausgang, wahlweise	mm	0,3 / 0,4 / 0,5 / 0,75 / 1,0

Neuentwicklung Extrusionseinheit

Hauptgrund der Neuentwicklung der Extrusionseinheit für den FIFDM-Prozess ist die Verarbeitung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaststränge statt herkömmlicher un- bzw. kurzfaserverstärkter Thermoplaststränge. Wichtigste Anforderungen bei der Entwicklung der Extrusionseinheit ist daher die Verarbeitbarkeit des ausgewählten FTS-Materials sowie die Kompatibilität mit dem *X400CE* Aufbau. In Abbildung 4.10 ist die Düsengeometrie des *X400CE* 3D-Druckers der neu entwickelten Düsengeometrie der FIFDM-Extrusionseinheit gegenübergestellt.

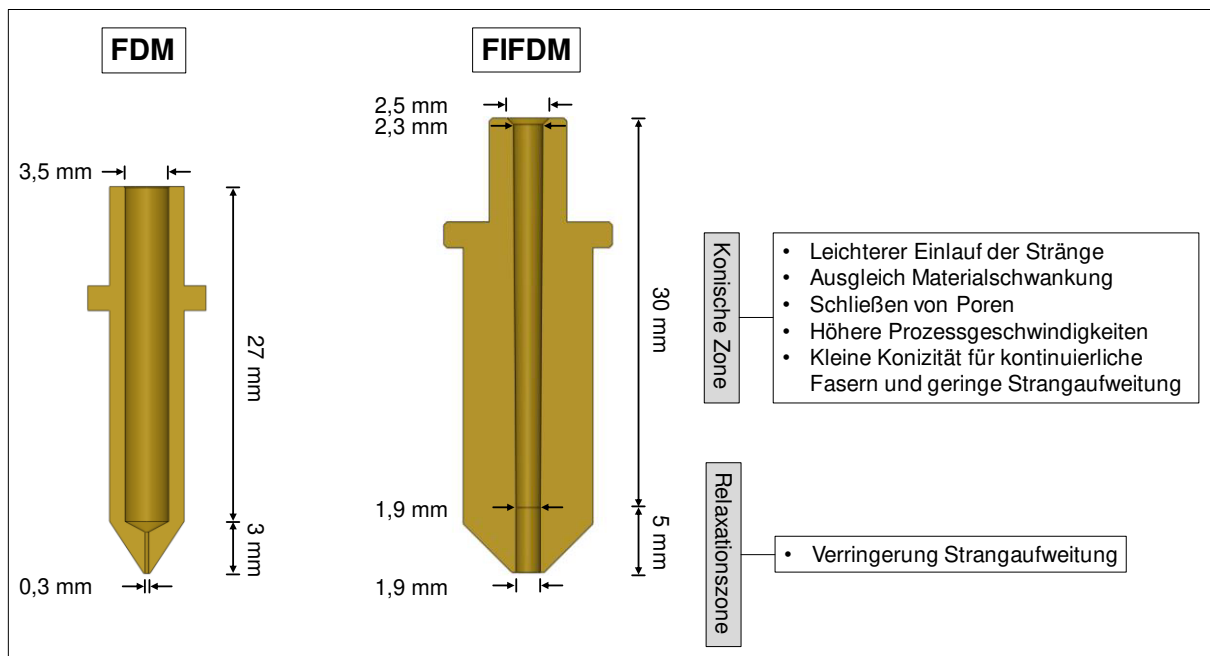


Abbildung 4.10: Düsengeometrien des Standard FDM 3D-Druckers *X400CE* (links) und des neuen FIFDM-Verfahrens (rechts) im Vergleich

Die herkömmliche FDM-Düse besitzt eine Länge von 30 mm. Der Einlass hat einen Durchmesser von 3,5 mm für die Verarbeitung von Kunststoffsträngen mit 3 mm

Durchmesser. Der Durchmesser des Düsenkanals bleibt bis wenige Millimeter vor dem Düsenausgang konstant und verjüngt sich kurz vor diesem sprunghaft auf einen Durchmesser von 0,3 mm. Herstellbedingt durch die Flanken des Bohrers erfolgt der Übergang von 3,5 auf 0,3 mm in einem 118° Winkel. Von Verjüngung bis Düsenausgang bleibt der Durchmesser des Düsenkanals ebenfalls konstant.

Die sprunghafte Querschnittsverjüngung im Kanal herkömmlicher FDM-Düsen macht die Verarbeitung kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffstränge unmöglich. Da die Fasern im Prozess nicht aufgeschmolzen werden, sollte der Durchmesser des Düsenauslasses nicht geringer als der des vollkonsolidierten, porenfreien FTS gewählt werden, um ein Verstopfen der Düse zu vermeiden. Gleichzeitig zeigen Eichenhofer et al. [197], siehe Kapitel 2.2.3, sowie selbst durchgeführte Extrusionsversuche ein Ansteigen des Porengehalts für Düsendurchmesser größer als der konsolidierte Durchmesser des FTS. Bei der Düsengeometrie für den FIFDM-Prozess wird daher für das ausgewählte FTS-Material mit einem äquivalenten Durchmesser von 1,87 mm ein Durchmesser von 1,90 mm für den kreisrunden Düsenauslass gewählt.

Der Düseneinlass ist mit 2,5 mm Durchmesser größer als der Düsenauslass gewählt. Einer Einlauffase folgt ein knapp 30 mm langer konisch zulaufender Bereich des Düsenkanals. Dabei verjüngt sich der Durchmesser linear von 2,3 auf 1,9 mm. Hierdurch können Schwankungen der Halbzeuggeometrie ausgeglichen werden. Der Ausgangsdurchmesser des konischen Bereichs ergibt sich aus dem gewählten FTS-Material. Der FTS besitzt mit wenigen Ausnahmen eine maximale Breite von 2,3 mm. Durch den größeren Düseneinlass und die Konizität der Düse wird der Einlauf des FTS erleichtert. In Vorversuchen konnte mit dem konischen gegenüber einem konstanten Querschnitt des Düsenkanals die Extrusionsgeschwindigkeit um das Vierfache gesteigert werden. Gleichzeitig sollen durch den kontinuierlichen Druckaufbau Lufteinschlüsse im Halbzeug während der Extrusion weiter geschlossen werden können. Um die Wärmeübertragung von der Düsenwand in den FTS nicht zu stark zu beeinträchtigen und gleichzeitig die Strangaufweitung möglichst gering zu halten, ist darauf zu achten, die Konizität nicht zu groß zu wählen.

Die Strangaufweitung kann zudem durch eine Relaxationszone mit gleichbleibendem Durchmesser des Düsenkanals am Düsenausgang deutlich verringert werden, vergleiche Kapitel 2.1.3. Daher wird beim Düsendesign für den FIFDM-Prozess der finale Durchmesser auf den letzten 5 mm vor dem Düsenauslass konstant gehalten.

Die Länge der Düse hat großen Einfluss auf verschiedene Aspekte des Extrusionsprozesses. Eine längere Düse führt zu einer Erhöhung der Verweilzeit des FTS-Materials in der Düse. Dadurch steigt der Energieeintrag in den FTS, was höhere Extrusionsgeschwindigkeiten begünstigt. Eine höhere Verweilzeit verringert zudem auch die Strangaufweitung. Nach Abbildung 2.5, in der der Schwellfaktor über die Düsenlänge aufgetragen ist, sollte dabei ein Verhältnis der Düsenlänge zum Innendurchmesser von mindestens 15 erreicht werden. Allerdings erhöhen sich durch eine Vergrößerung der Düsenlänge auch die Reibung des FTS-Materials mit der Düseninnenwand und damit die Klemmkraft, die durch die Fördereinheit aufgebracht werden muss. Zu hohe Kräfte können zu Schlupf in der Fördereinheit führen. Anforderung an die Düsengeometrie ist zudem auch die Kompatibilität mit dem Aufbau des *X400CE* Druckers. Unter Berücksichtigung aller Einflüsse beträgt die Düsenlänge 35 mm. Dies entspricht einem Verhältnis von Länge zu Innendurchmesser von 18.

Aufgrund der Länge und Konizität der Düse wird diese im Drahterosionsverfahren hergestellt. Alle in dieser Arbeit eingesetzten Düsen sind aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit und der einfachen Verarbeitung aus Messing. Für den Dauereinsatz empfiehlt sich aufgrund des höheren Düsenverschleißes durch Verstärkungsfasern der Einsatz von Keramiken oder Stahl als Düsenmaterial. Abbildung 4.11 vergleicht die Extrusionseinheit des *X400CE* 3D-Druckers mit dem des FIFDM-Prozesses.

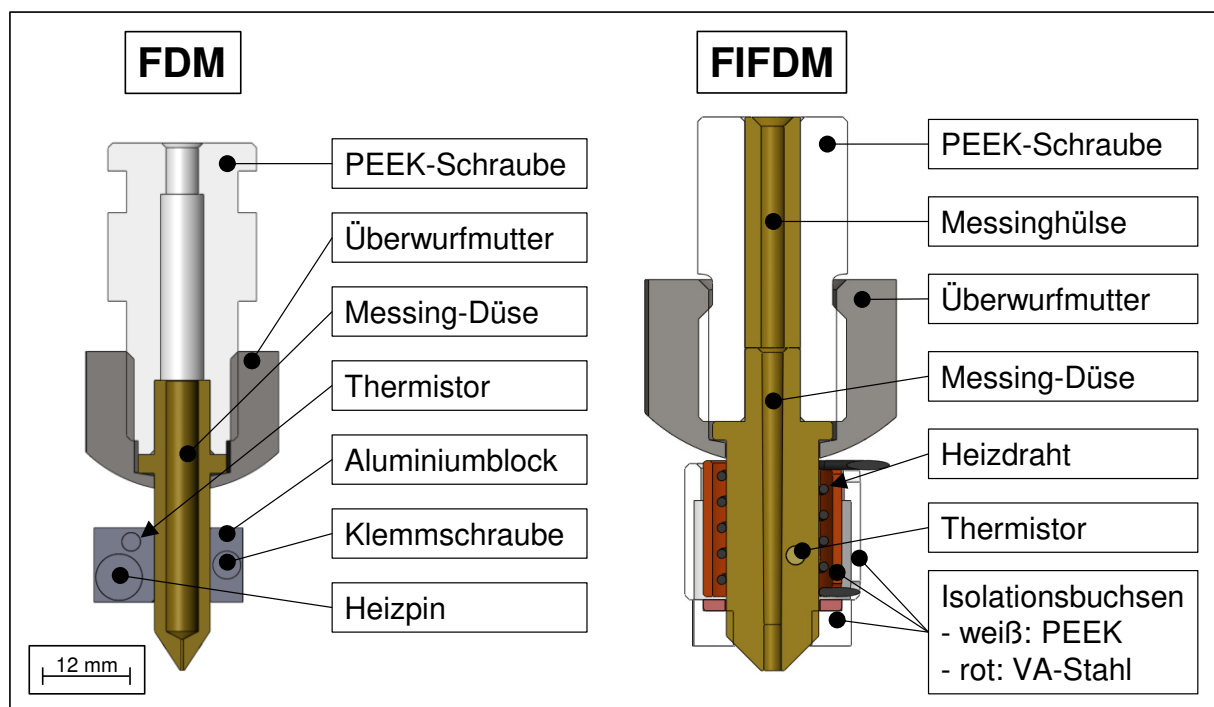


Abbildung 4.11: Extrusionseinheit des Standard FDM 3D-Druckers *X400CE* (links) und des neuen FIFDM-Verfahrens (rechts) im Vergleich

Tabelle 4.10 fasst den Aufbau und die Funktionen beider Extrusionseinheiten aus Abbildung 4.11 zusammen und zeigt die Unterschiede zwischen dem FIFDM-Design und dem *X400CE*-Design.

Tabelle 4.10: Vergleich des Aufbaus und der Funktionen der Extrusionseinheit des Standard FDM 3D-Druckers *X400CE* und des FIFDM-Verfahrens

	X400CE	FIFDM	Vorteile FIFDM
Extrusionskanal	Siehe Abbildung 4.10	Siehe Abbildung 4.10, zusätzlich ist in die PEEK Schraube eine Messinghülse mit 2,5 mm Ø eingelassen	<ul style="list-style-type: none"> • Verarbeitung kontinuierlicher Verstärkungsfasern • Konizität: Ausgleich Schwankungen der Halbzeuggeometrie • Größerer Energieeintrag in FTS durch längere Düse und Vorheizung über Messinghülse
Beheizung Düse	20 W Heizpin in Klemmblock	Düse ist mit mineralisiertem 1NICRV10 Heizdraht der Firma <i>Thermoexpert</i> umwickelt, 80 W, 20 Ω/m, Ø 1 mm	<ul style="list-style-type: none"> • Höhere Heizleistung → schnellere Aufheizung • Direkte Beheizung der Düse ohne Halterung • Homogenere Düsenbeheizung
Thermische Isolierung	PEEK-Schraube	PEEK-Schraube, Düse über VA-Stahl und PEEK Hülsen thermisch von Umgebung isoliert	<ul style="list-style-type: none"> • Gekürzte Länge der PEEK-Schraube zur Verlängerung der Extrusionsdüse • Effizientere Beheizung • Geringere Temperaturschwankungen
Temperaturmessung	Über NTC-Widerstand in Klemmblock	Über NTC-Widerstand in Bohrung in Düseninnenwand	<ul style="list-style-type: none"> • Messung direkt am Düsenkanal • Aussagekräftigere Temperaturmessungen • Bessere Regelung & geringere Schwankungen der Temperatur

Neuentwicklung Kühleinheit

Zur Realisierung der 3D-Extrusion in den Raum muss der FTS zur Formstabilität nach Verlassen der Düse ausreichend schnell unter Schmelztemperatur abgekühlt werden. Eine aktive Kühleinheit kann dabei helfen die notwendige Abkühlgeschwindigkeit sicherzustellen. I. A. erfolgt eine aktive Kühlung über einen Wärmetransport von dem zu kühlenden Körper zu einem gasförmigen oder flüssigen Kühlmedium. Um eine Kontaminierung mit Fremdstoffen zu vermeiden, werden flüssige Kühlmedien trotz des meist höheren Wärmeübergangskoeffizienten ausgeschlossen.

Aufgrund der einfachen Verfügbarkeit bietet sich Luft als gasförmiges Kühlmedium an. Beim konvektiven Wärmeübergang spielt neben der Temperatur des Kühlmediums vor allem dessen Strömungsgeschwindigkeit eine entscheidende Rolle für die Kühlleistung, vergleiche Kapitel 2.1.2. Daher wird Druckluft als Kühlmedium verwendet. Über die Einstellung des Luftdrucks mittels eines Drosselventils kann Einfluss auf die Strömungsgeschwindigkeit und somit die Kühlleistung genommen werden.

Um eine möglichst gleichmäßige Abkühlung des extrudierten FTS zu ermöglichen, sollte dieser von allen Seiten angeströmt werden. Daher werden insgesamt 4 Düsen in regelmäßigem Abstand um den Düsenausgang positioniert und unter einem 60° Winkel auf das Extrudat ausgerichtet. Die Verwendung mehrerer, schmaler Düsen ermöglicht eine flexible Anordnung bei geringer Störgröße für den Ablegeprozess. Abbildung 4.12 zeigt den zusammengebauten Extrusionskopf, bestehend aus Förder-, Extrusions-, und Kühleinheit zur Montage an das Portalsystem des *X400CE*.

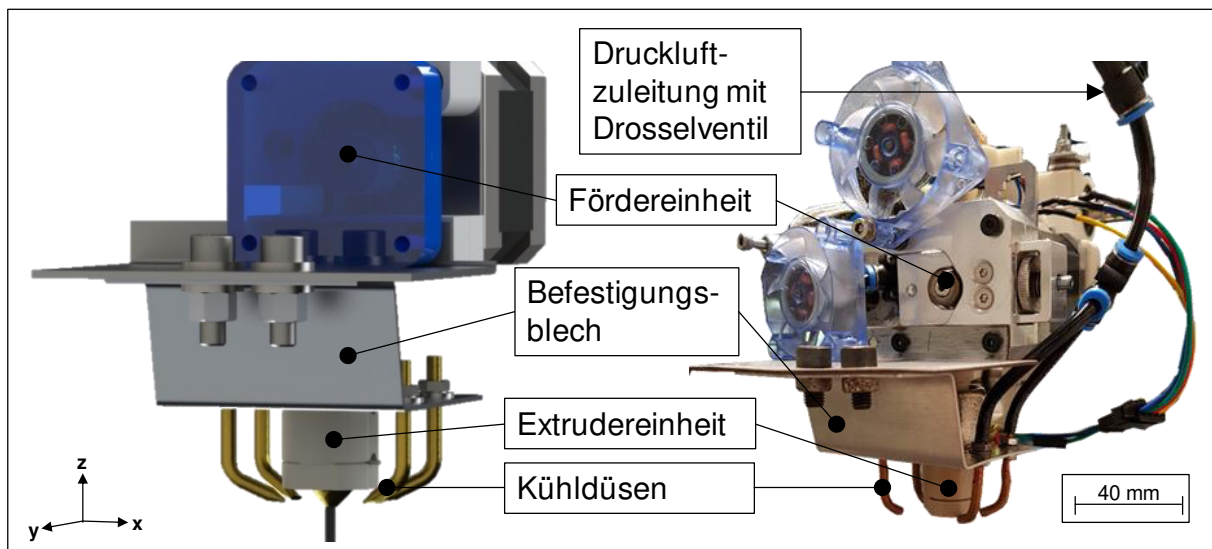


Abbildung 4.12: Extrusionskopf des FIFDM-Verfahrens mit *DD3* Fördereinheit sowie neu entwickelter Extrusions- und Kühleinheit für die Montage an das Portalsystem eines *X400CE* 3D-Druckers, links: CAD-Modell, rechts: realer Zusammenbau

4.4 Thermische Prozesssimulation

Für die Verarbeitung im FIFDM-Prozess spielt die Temperatur des FTS und damit die Wärmeübertragung in und aus dem Strang eine übergeordnete Rolle. Die Wärmeübertragung ist von mehreren Prozesssteuergrößen abhängig und im Prozess nur unter großem Messaufwand bestimmbar. Um das Temperaturprofil des FTS dennoch im Prozess abbilden zu können, wird daher ein thermisches FE-Simulationsmodell aufgebaut. Mithilfe dieser Prozesssimulation sollen die Strangtemperatur sowie damit verbundene Prozessgrenzen theoretisch bestimmt werden können.

4.4.1 Aufbau eines Prozess- und Materialmodells in COMSOL

Zur Aufstellung des thermischen Prozessmodells wurden Systemgrenzen, Randbedingungen und Annahmen definiert. Diese sind in Abbildung 4.13 dargestellt.

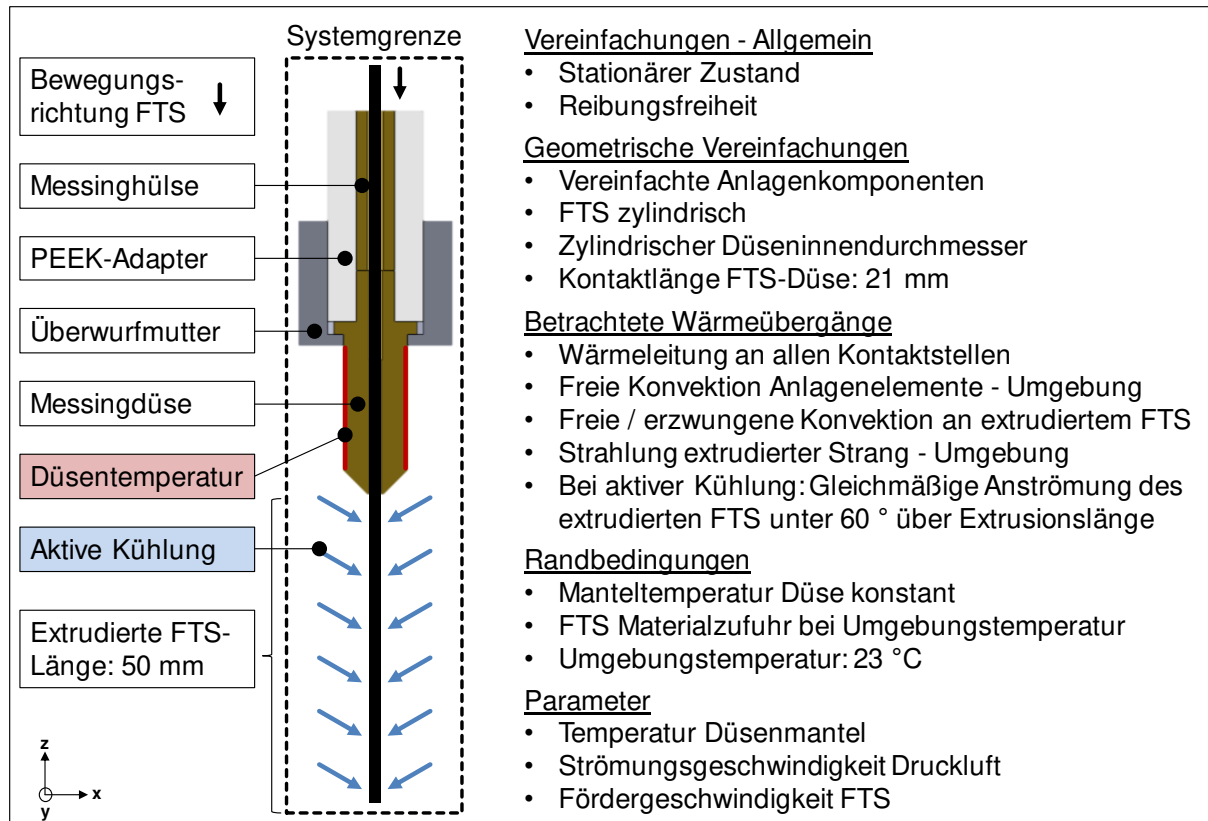


Abbildung 4.13: Systemgrenzen, Randbedingungen und Annahmen für das Prozessmodell zur thermischen FE-Simulation des FIFDM-Prozesses

Ziel der Simulation ist die Bestimmung der FTS-Temperatur zu verschiedenen Zeitpunkten im Verarbeitungsprozess. Ausgehend von den Randbedingungen stellt sich das Temperaturprofil im FTS vorrangig über Wärmetransportvorgänge ein. Es wird dabei zwischen Wärmeleitung, natürlicher und erzwungener Konvektion sowie Strahlung unterschieden. Die Grundlagen zur Berechnung der Wärmetransportvorgänge wurden in Kapitel 2.1.2 vorgestellt. Unabhängig von der Art der Wärmeübertragung müssen zu deren Berechnung die Flächen, über die die Wärme transferiert wird, sowie die Temperaturen der an der Wärmeübertragung beteiligten Körper / Medien bekannt sein. Diese sind durch die Randbedingungen in Abbildung 4.13 vorgegeben. Je nach Art der Wärmeübertragung ist zudem die Kenntnis werkstoff- bzw. wärmeübergangsspezifischer Kenngrößen erforderlich. Da das Augenmerk auf der Berechnung des FTS-Temperaturprofils liegt, werden im Folgenden die betrachteten Wärmeübergänge in und aus dem FTS beleuchtet.

FTS-Erwärmung: Wärmeleitung von Düse in den FTS

Die Erwärmung des FTS findet vorrangig über Wärmeleitung von der Düse in den Strang statt. Die Erwärmung über Strahlung von der Hülse in den FTS sowie über Konvektion durch die Luft zwischen Hülse und Strang sind damit verglichen sehr ge-

ring und werden daher in der hier vorliegenden Simulation vernachlässigt. Als geometrische Vereinfachung wurde zudem die Form des FTS als Zylinder und ein konstanter Durchmesser der Innenbohrung der Düse angenommen. Im konischen Bereich liegt der FTS nicht vollständig an der Düseninnenwand, weshalb die Kontaktfläche zwischen Düseninnenwand und FTS im Prozessmodell Berechnungen zufolge halbiert wird. Zur Berechnung des Wärmestroms in Folge der Wärmeleitung von Düse in den FTS ist nach Formel 2.4 die Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit des FTS-Materials erforderlich. Die Wärmeleitfähigkeit λ ist eine temperaturabhängige Werkstoffgröße. Für viele Stoffe finden sich Wärmeleitfähigkeitswerte in der Literatur, so auch für die Bestandteile des FTS: PP, Glas und Luft. Die Wärmeleitfähigkeit des FTS λ_{FTS} kann daher unter der Annahme einer gleichmäßigen Verteilung der Materialkomponenten über die Mischungsformel 4.14 berechnet werden. Dabei werden die Volumenanteile φ des FTS-Ausgangsmaterials aus Kapitel 4.2 sowie Literaturwerte der Wärmeleitfähigkeit für PP λ_{PP} , Glas λ_G und Luft λ_L [49] zugrunde gelegt.

$$\lambda_{FTS} = \lambda_{PP} \cdot \varphi_{PP} + \lambda_G \cdot \varphi_G + \lambda_L \cdot \varphi_L \quad (4.14)$$

Für die Simulation wurde λ_{FTS} für mehrere Temperaturen zwischen 0 °C und 250 °C berechnet und mittels eines kubischen Splines interpoliert, siehe Abbildung 4.14. Die kubische Interpolation wurde gewählt, da für jedes Material eine spezifische, nicht lineare Temperaturabhängigkeit von λ existiert und λ über die Temperatur i. d. R. weder monoton steigt noch fällt.

Die Temperaturerhöhung ΔT eines Körpers in Folge eines Wärmestroms ΔQ ist nach Gleichung 4.15 abhängig von dessen Masse m und der werkstoffspezifischen und temperaturabhängigen Wärmekapazität c_p [49].

$$\Delta Q = m \cdot c_p \cdot \Delta T \quad (4.15)$$

Zur Berechnung der Temperatur des FTS ist daher die Bestimmung der Dichte ρ_{FTS} und Wärmekapazität $c_{p_{FTS}}$ erforderlich. Die Dichte lässt sich ebenfalls über Literaturwerte für PP, Glas und Luft [49] nach der Mischungsformel 4.14 errechnen. $\rho_{FTS} = 1220 \text{ kg/m}^3$ und wird über die Temperatur als konstant angenommen. Die Wärmekapazität $c_{p_{FTS}}$ wurde mittels DSC-Analyse¹⁹ ermittelt und für die Simulation linear interpoliert. Die Wärmekapazitätskurven für den Aufheiz- und den Abkühlvorgang können Abbildung 4.14 entnommen werden.

¹⁹ Stichprobengröße = 1; DSC1, Firma Mettler Toledo, Aufheiz- und Abkühlrate: 10 K/min

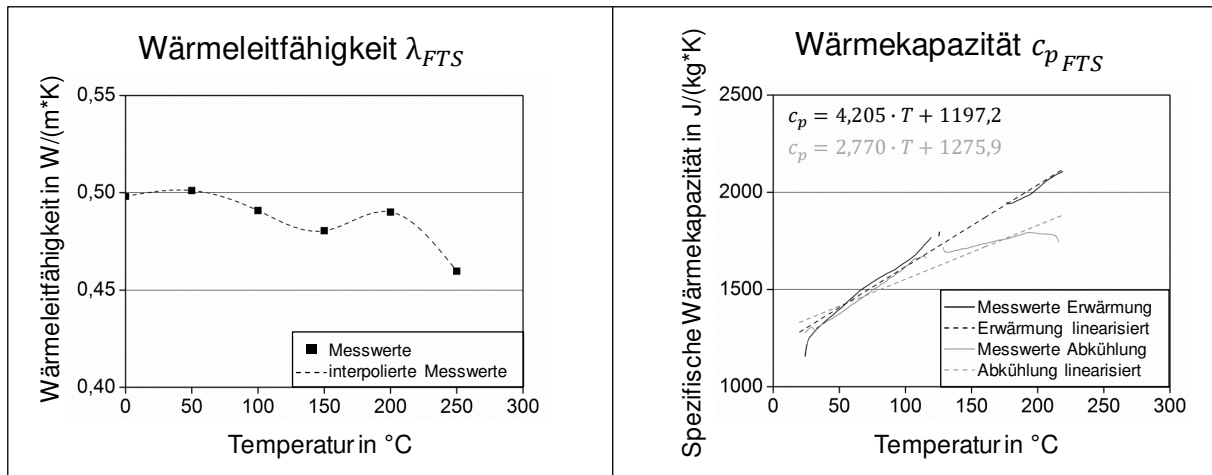


Abbildung 4.14: Berechnete Wärmeleitfähigkeit (links) sowie mittels DSC¹⁹ gemessene und linear interpolierte Wärmekapazität (rechts) des FTS

FTS-Abkühlung: Konvektion zwischen FTS und Luft

Nach dem Verlassen der Düse kühlt der Strang ab. Dies geschieht vorrangig über Konvektion. Es werden die Fälle der freien Konvektion ohne aktive Kühlung und der erzwungenen Konvektion mit gezielter Luftströmung aus den Kühldüsen unterschieden. Die Bestimmung des konvektiven Wärmeübergangs setzt die Kenntnis des Wärmeübergangskoeffizienten α voraus. Dieser lässt sich über die analytischen Näherungsformeln 2.6 der Nußelt-Zahl berechnen. Folgende Größen sind erforderlich:

- Erdbeschleunigung $g = 9,81 \text{ m/s}^2$
- Stoffkennwerte Luft bei RT, hier für 20 °C [49]
 - Wärmeleitfähigkeit $\lambda_L = 0,02587 \frac{\text{W}}{\text{m}\cdot\text{K}}$
 - Kinematische Viskosität $\nu_L = 1,53112 \cdot 10^{-5} \frac{\text{m}^2}{\text{s}}$
 - Thermischer Ausdehnungskoeffizient $\beta_L = 0,003421 \frac{1}{\text{K}}$
 - Dichte $\rho_L = 1,189 \frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$
 - Spezifische Wärmekapazität $c_{pL} = 1006,62 \frac{\text{J}}{\text{kg}\cdot\text{K}}$
- Charakteristische Länge querumströmter Zylinder [49] $L = \frac{\pi}{2} d$, mit $d :=$ Durchmesser

Zusätzlich muss für die Bestimmung des Wärmestroms bei erzwungener Konvektion die Strömungsgeschwindigkeit des Fluids bekannt sein. Die Geschwindigkeit aus einer Düse austretender Druckluft kann näherungsweise mit dem Ausströmen eines Gases aus einem großvolumigen Behälter durch eine konvergente Düse berechnet werden, siehe Abbildung 4.15.

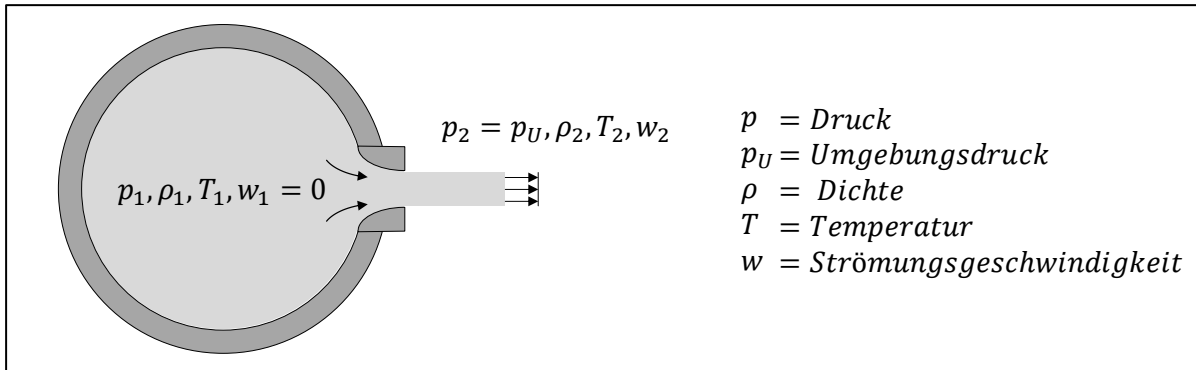


Abbildung 4.15: Zustandsbeschreibung beim Ausströmung eines Gases aus einem sehr großen Druckbehälter, nach [215]

Da die Strömungsgeschwindigkeit bereits für sehr kleine Drücke $> 70 \text{ m/s}$ ist, muss die Luft nach Kapitel 2.1.2 als kompressibles Fluid betrachtet werden. Die Strömungsgeschwindigkeit w_2 der austretenden Luft ergibt sich nach Formel 4.16 [215].

$$w_2 = \sqrt{\frac{2k}{k-1} \cdot \frac{p_1}{\rho_1} \left[1 - \left(\frac{p_2}{p_1} \right)^{\frac{k-1}{k}} \right]} \cdot \mu \quad (4.16)$$

Der dimensionslose Isentropenexponent k entspricht für Luft dem Wert 1,4. Die Ausflusszahl μ ist ein Geometriefaktor zur Beschreibung der Düsenkonvergenz. Bei scharfkantigen Übergängen, wie im hier vorliegenden Fall, beträgt $\mu = 0,611$. Für konvergente Düsen ist Formel 4.16 zudem auf die Schallgeschwindigkeit in Luft $c_L = 343,5 \text{ m/s}$ begrenzt [53]. Die Strömungsgeschwindigkeit ist in Abbildung 4.16 links über den Luftdruck aufgetragen.

Die Nußelt-Zahl für freie Konvektion eines vertikalen Zylinders Nu_{fK} kann nach folgender Formel 4.17 berechnet werden [49].

$$Nu_{fK} = \left(0,752 + 0,387 \cdot \left\{ Pr \cdot Gr \cdot \left[1 + \left(\frac{0,559}{Pr} \right)^{9/16} \right]^{-16/9} \right\}^{1/6} \right)^2 \quad (4.17)$$

Für erzwungene Konvektion eines quenumströmten Zylinders errechnet sich die Nußelt-Zahl Nu_{eK} nach Formel 4.18 [49].

$$Nu_{eK} = 0,3 + \sqrt{(0,664 \cdot \sqrt{Re} \cdot \sqrt[3]{Pr})^2 + \left(\frac{0,037 \cdot Re^{0,8} Pr}{1 + 2,443 \cdot Re^{-0,1} (Pr^{2/3} - 1)} \right)^2} \quad (4.18)$$

Je nach Anströmwinkel des Zylinders verringert sich Nu_{eK} um einen vorgegebenen Faktor. Für den hier vorliegenden Anströmwinkel von 60° beträgt dieser Faktor 0,95 [49]. Der Wärmeübergangskoeffizient des FTS für freie Konvektion $\alpha_{fK_{FTS}}$ ist abhängig von der Temperatur, der für die erzwungene Konvektion $\alpha_{eK_{FTS}}$ ist abhängig vom Luftdruck des Kühlsystems. Die mittels der Nußelt-Zahl berechneten Wärmeübergangskoeffizienten sind in Abbildung 4.16 links dargestellt. Für die Simulation wurden die berechneten Werte der Wärmeübergangskoeffizienten aufgrund der nicht linearen Abhängigkeiten kubisch interpoliert.

FTS-Abkühlung: Wärmestrahlung zwischen FTS und Umgebung

Neben der Konvektion kühlt der FTS auch über den Austausch von Wärmestrahlung mit der Umgebung ab. Nach Formel 2.8 hängt diese Strahlung zum einen von der Temperaturdifferenz zwischen FTS und Umgebung und zum anderen vom Emissionsgrad ε ab. Der Emissionsgrad ist neben der Werkstoff- und Oberflächenbeschaffenheit ebenfalls von der Temperatur abhängig. Zur Bestimmung des Emissionsgrads für den FTS wurde dessen Manteltemperatur parallel mittels einer Thermokamera²⁰ und eines Typ K Thermoelements zwischen 50°C und 200°C gemessen. Dabei wird der Messwert der Thermokamera solange über Einstellung des Emissionsgrads angepasst, bis er mit dem zeitgleichen Messwert des Thermoelements übereinstimmt. Der für verschiedene Temperaturen gemessene und für die Simulation linear interpolierte Emissionsgrad des FTS ist in Abbildung 4.16 rechts dargestellt.

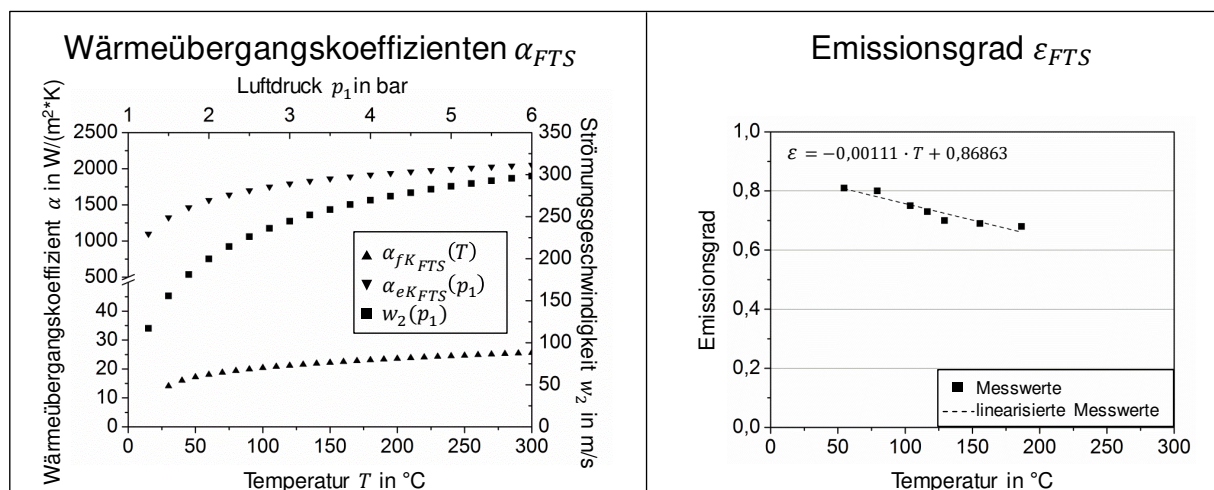


Abbildung 4.16: FTS bezogene Kennwerte zur Berechnung der Wärmeübergänge in der thermischen FE-Simulation des FIFDM-Prozesses

²⁰ Thermokamera *thermoIMAGER TIM 160* der Firma *Micro-Epsilon*, Software *TIM Connect*

Für alle weiteren Materialien im Simulationsmodell wurden über die Temperatur konstante Kennwerte angenommen. Diese sind in Tabelle 4.11 aufgelistet.

Tabelle 4.11: Materialkenngrößen der Extrusionseinheit für thermische FE-Simulation

Kennwert	Einheit	Messing Düse, Hülse	PEEK Adapter	ISACHROM 60 Überwurfmutter
c_p	$J/(kg \cdot K)$	377	320	460
λ	$W/(m \cdot K)$	120	0,25	13
ρ	kg/m^3	8500	1320	8200

Die Umsetzung der FE-Simulation erfolgte über das PC-Programm *COMSOL Mutiphysics* (Version 4.1) der gleichnamigen Firma. Das 3D-Prozessmodell wurde nach dem Schema aus Abbildung 4.13 aufgebaut. Es wurde das physikalische Modell des Wärmetransfers in Festkörpern sowie ein stationärer Solver gewählt. Als Geometrie wurde ein vereinfachtes CAD-Modell der Extrusionseinheit des FIFDM-Prozesses in *COMSOL* importiert und der FTS als Zylinder mit einem Durchmesser von 1,9 mm in *COMSOL* erstellt und positioniert. Neben der Angabe aller notwendigen Kenngrößen, ggf. in Abhängigkeit von Prozessparametern, wurden allen geometrischen Körpern die jeweiligen Materialdaten zugeordnet sowie die Wärmetransportvorgänge definiert. Zur Abbildung der Förderung des FTS wurde der Wärmeübertragung in den Strang eine translatorische Bewegung zugewiesen. Einstellbare Parameter des Prozessmodells sind die Temperatur des Düsenmantels, die FTS-Fördergeschwindigkeit sowie der Luftdruck des Kühlsystems. Die Geometrie wird vor der Berechnung in ein Polygonnetz aus Tetraedern überführt. Hierbei kann abschnittsweise eine individuelle Auflösung eingestellt werden. Ausgewertet wurde der translatorische Temperaturverlauf im Kern und an der Oberfläche des FTS sowie der Wärmestrom von der Düse in den FTS.

Die Validierung der thermischen FE-Simulation des FIFDM-Prozesses erfolgte über Temperaturmessungen während des Extrusionsprozesses. Zur Messung der Kerntemperatur wurde ein Thermoelement Typ K in umgekehrter Prozessrichtung durch die leere Düse gefädelt und möglichst mittig an der Stirnseite des zu extrudierenden FTS platziert. Abbildung 4.17 vergleicht die Ergebnisse aus Simulation und Experiment für eine Parameterkombination mit passiver Kühlung sowie einer mit aktiver Kühlung von 1,5 bar. Da für die Prozessauslegung die Temperatur des Strangs beim Verlassen der Düse sowie dessen Abkühlgeschwindigkeit von Interesse ist, wird der

Bereich von Düsenausgang (Extrusionslänge = 0 mm) bis zu einer Extrusionslänge von 50 mm betrachtet.

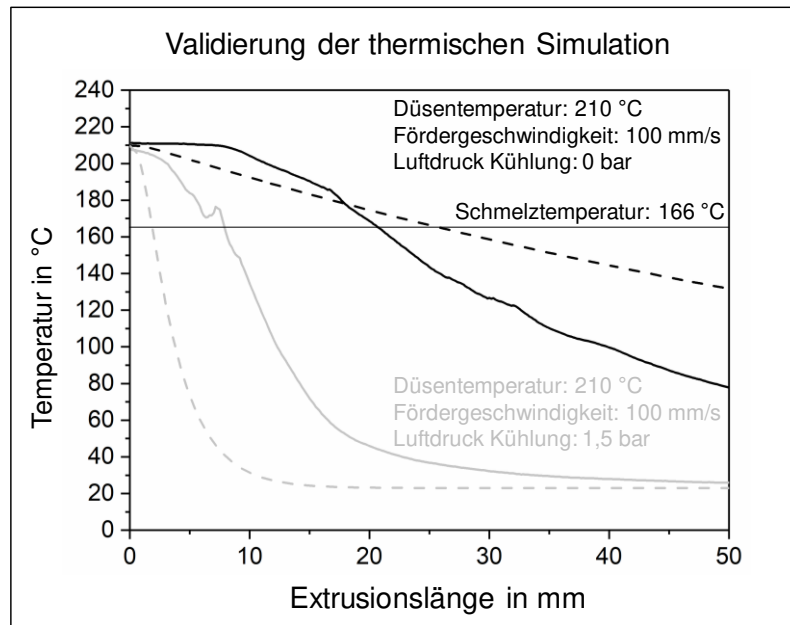


Abbildung 4.17: Validierung der thermischen Simulation (gestrichelte Linie) durch Gegenüberstellung der gemessenen Werte (durchgezogene Linie) der Kerntemperatur des extrudierten FTS mit Abkühlung über freie (schwarz) und über erzwungene Konvektion (grau)

Der Vergleich der Abkühlkurven zeigt für die freie Konvektion eine langsamere und für die erzwungene Kühlung eine schnellere Abkühlung des gemessenen gegenüber dem simulierten Wert. Die Schwelle der Schmelztemperatur wird im Falle der freien Konvektion bei der Simulation 4,8 mm später und im Falle der erzwungenen Konvektion 6 mm früher als bei der Messung unterschritten. Für die freie Konvektion wird die Kühlung daher durch die Simulation konservativer abgeschätzt, während jedoch die erzwungene Konvektion überschätzt wird. Ein Grund für die Differenz bei der erzwungenen Konvektion könnte an den starken Vereinfachungen der Luftströmung und der Wirkdauer der Kühlung liegen. Weitere Optimierungen wären ggf. durch die Messung der tatsächlichen Strömungsgeschwindigkeit der Luft sowie der Berücksichtigung der Abnahme der Strömungsgeschwindigkeit mit Entfernung von der Druckluftdüse möglich. Darüber hinaus kann die schwierige und ungenaue Positionierung des Thermoelements in der Strangmitte zu einem Überschätzen der Abkühlgeschwindigkeit die Messwerte führen. Für das Ziel, das im Rahmen dieser Arbeit mit der Simulation erreicht werden soll, nämlich eine erste Abschätzung der thermischen Prozessgrenzen, ist das Modell hinreichend genau.

4.4.2 Prozessauslegung mittels thermischer FE-Simulation

Mithilfe der FE-Simulation sollen die thermischen Prozessgrenzen der 3D-Extrusion auch hinsichtlich erster experimenteller Studien abgesteckt werden. Aufbauend auf dem Prozesskonzept und den Anforderungen an die 3D-Extrusion aus Kapitel 3.3 sind in Abbildung 4.18 die materialabhängigen thermischen Randbedingungen der 3D-Extrusion weiter spezifiziert.

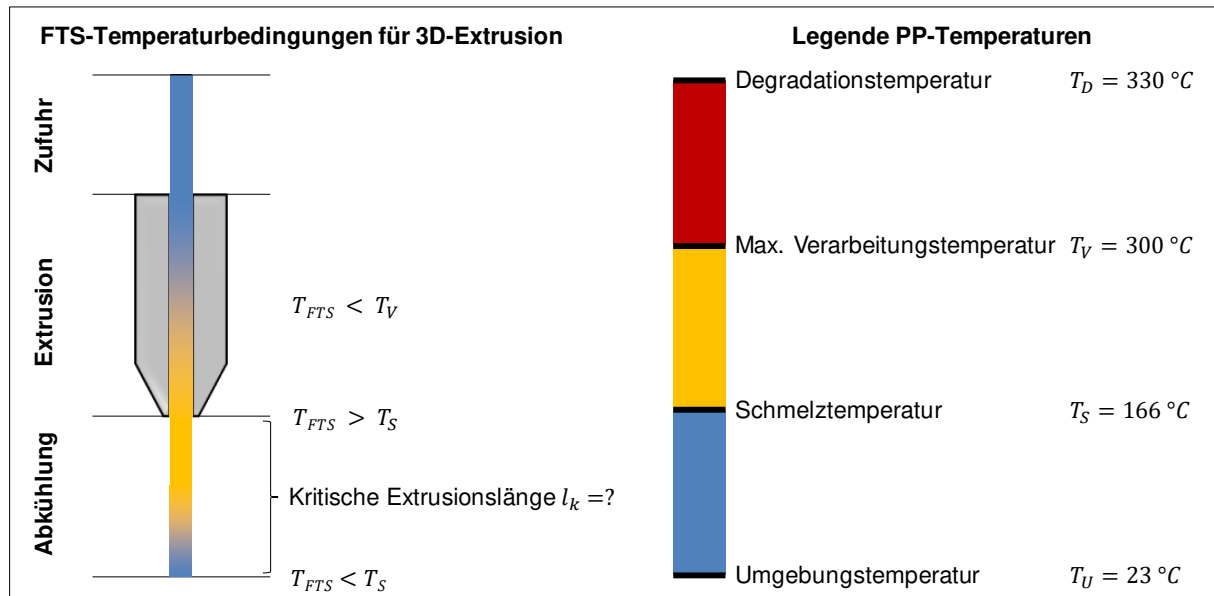


Abbildung 4.18: Thermische Randbedingungen der 3D-Extrusion

Um die Verformung des FTS zu ermöglichen, erfolgt in der Düse die Aufwärmung des gesamten Querschnitts über Schmelztemperatur T_S . Im Falle des in dieser Arbeit verwendeten PPs gilt $T_S = 166\text{ °C}$. Dabei ist darauf zu achten, dass der Kunststoff nicht degradiert. Aus Sicherheitsgründen wurde daher eine maximale Verarbeitung- und damit Düsentemperatur 30 °C unterhalb der Zersetzungstemperatur von $T_Z = 330\text{ °C}$ definiert. Nach dem Verlassen der Düse wird der Strang je nach Ablegepfad umgeformt. Erfolgt die Ablage frei im Raum, so ist die kritische Erstarrungslänge l_k , bis zu der der Strang wieder unter Schmelztemperatur abgekühlt ist, für die Positionsgenauigkeit entscheidend. Da Kunststoffe oberhalb ihrer Schmelztemperatur nur über geringe viskoelastische Steifigkeit verfügen und damit auch keine Lastübertragung in die Verstärkungsfasern erfolgt, kann eine zu hohe kritische Erstarrungslänge zu einem Einfallen der abgelegten Struktur aufgrund ihres Eigengewichts kommen. Neben der maximalen Verarbeitungstemperatur sind damit vor allem zwei thermische Randbedingungen für die 3D-Extrusion im FIFDM-Prozess entscheidend:

1. Die vollständige Erwärmung des FTS über Schmelztemperatur zum Zeitpunkt des Verlassens der Düse
2. Die Einhaltung der kritischen Erstarrungslänge, bis zu der der FTS unter Schmelztemperatur abgekühlt ist.

Um die kritische Erstarrungslänge quantifizieren zu können, wird ein materialspezifisches Kriterium definiert, siehe Abbildung 4.19.

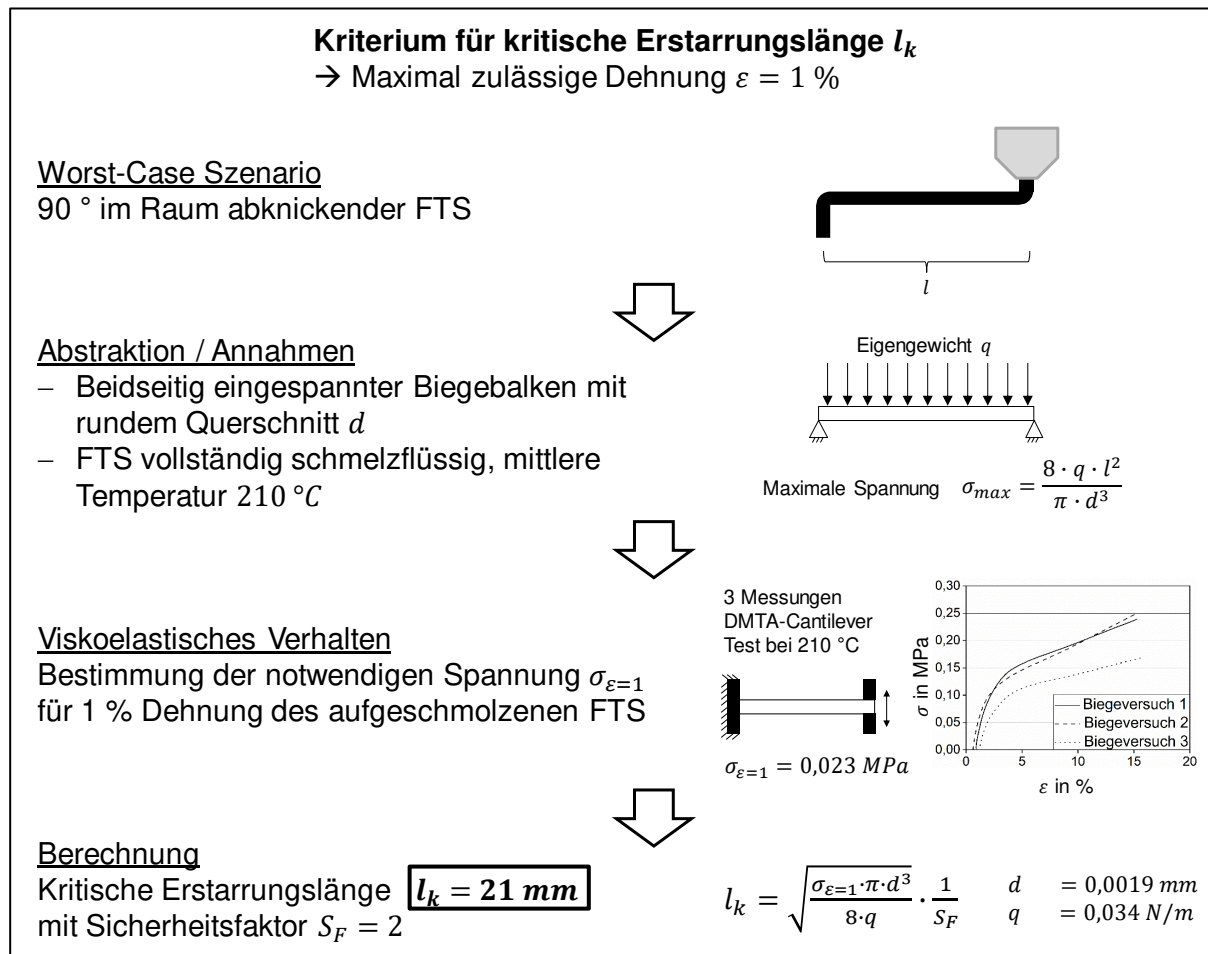


Abbildung 4.19: Materialspezifisches Kriterium für die kritische Erstarrungslänge l_k bei der 3D-Extrusion in den Raum

Das Kriterium für die kritische Erstarrungslänge wird an die Dehnung des abgelegten FTS infolge der Belastung durch das Eigengewicht gekoppelt. Es wird eine maximale, tolerierbare Abweichung von der Ablegegeometrie infolge einer Dehnung des FTS um 1 % definiert. Um aus der maximal zulässigen Dehnung die kritische Erstarrungslänge schließen zu können, wird das Worst-Case-Szenario eines von der Vertikalen um 90° abknickenden Ablegepfads betrachtet und gemäß Abbildung 4.19 berech-

net²¹. Für den in dieser Arbeit verwendeten FTS ergibt sich mit einem Sicherheitsfaktor von 2 eine kritische Erstarrungslänge von $l_k = 21 \text{ mm}$, ab der der extrudierte FTS unter die Schmelztemperatur des Polymers abgekühlt werden muss. Mit dem Sicherheitsfaktor können Unsicherheiten bei der Bestimmung der kritischen Erstarrungslänge sowie der simulierten Abkühlrate kompensiert werden.

Die simulierte FTS-Temperatur am Düsenausgang ist gemeinsam mit dem Energieeintrag in den FTS in Abbildung 4.20 für die Düsentemperaturen $T_D = 210 \text{ °C}$ und 290 °C sowie Fördergeschwindigkeiten v_F zwischen 100 mm/min und 500 mm/min dargestellt. Ziel ist die vollständige Erwärmung des FTS-Querschnitts über Schmelztemperatur am Düsenausgang. Die Diagramme aus Abbildung 4.20 zeigen daher sowohl die Manteltemperatur als auch die Kerntemperatur des FTS zum Zeitpunkt des Austretens aus der Extrusionsdüse.

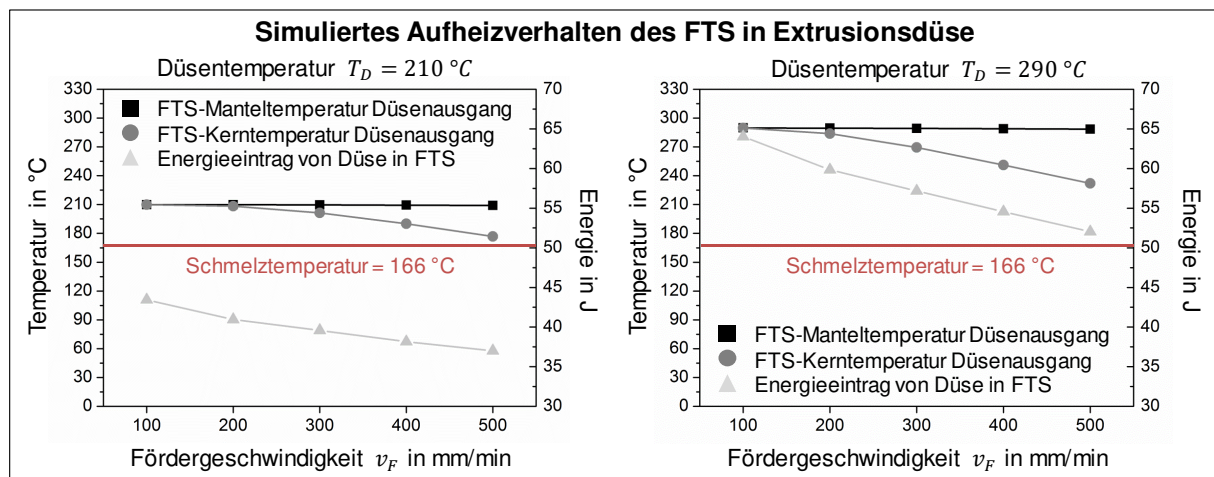


Abbildung 4.20: Simulierte Mantel- und Kerntemperatur des FTS zum Zeitpunkt des Düsenaustritts sowie simulierter Energieeintrag von Düse in FTS für $T_D = 210 \text{ °C}$ bzw. 290 °C sowie v_F zwischen 100 mm/min und 500 mm/min

Während die Oberflächentemperatur im angegebenen Geschwindigkeitsbereich annähernd unverändert auf dem Niveau der eingestellten Temperatur der Extrusionsdüse verbleibt, fällt die Kerntemperatur mit zunehmender Fördergeschwindigkeit progressiv. Bei einer Fördergeschwindigkeit von 500 mm/min liegt die Kerntemperatur bei einer Düsentemperatur von 210 °C bzw. 290 °C bereits 32 °C bzw. 56 °C unterhalb der Manteltemperatur. Um die vollständige Erwärmung des FTS beim Durchlauf der Extrusionsdüse zu gewährleisten, ergibt sich somit für eine Düsentemperatur von 210 °C eine Grenzgeschwindigkeit von 500 mm/min . Die Verringerung der Kerntem-

²¹ Dynamisch-Mechanische Thermo-Analyse (DMTA) Messungen wurden mit *DMA 800* der Firma *TA Instruments* durchgeführt

peratur spiegelt sich auch in der Abnahme des Energieeintrags von der Düse in den FTS mit steigender Fördergeschwindigkeit wider. Da sich der Energieeintrag in den FTS sowohl mit der Düsentemperatur als auch mit der Fördergeschwindigkeit ändert, überlagern sich die Einflüsse beider Prozessparameter auf den Energieeintrag.

Die simulierte Erstarrungslänge des FTS ohne aktive Kühlung ist in Abbildung 4.21 für verschiedene Düsentemperaturen und Fördergeschwindigkeiten dargestellt. Daraus wird ersichtlich, dass selbst für eine geringe T_D von 210 °C und eine geringe v_F von 100 mm/min die Erstarrungslänge bereits über der kritischen Erstarrungslänge von $l_k = 21 \text{ mm}$ liegt.

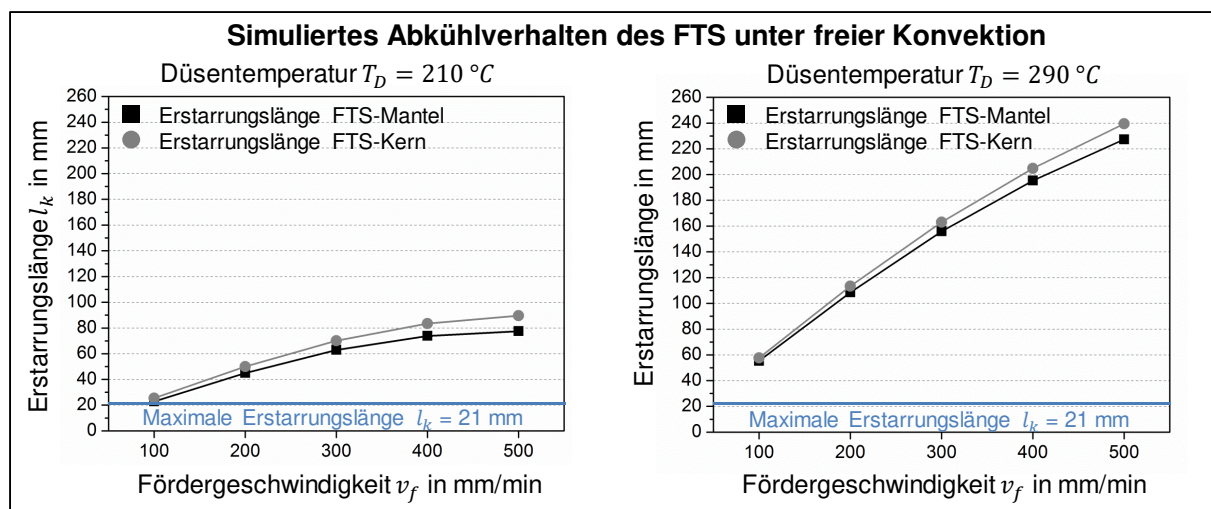


Abbildung 4.21: Simulierte Erstarrungslänge des FTS-Mantels sowie des FTS-Kerns für $T_D = 210 \text{ °C}$ bzw. 290 °C sowie v_F zwischen 100 mm/min und 500 mm/min

Für die 3D-Extrusion in den freien Raum ist daher eine aktive Kühlung unerlässlich. Im Diagramm aus Abbildung 4.22 ist daher die simulierte Erstarrungslänge bei aktiver Kühlung über den Luftdruck des Kühlsystems p_L aufgetragen. Da das Kriterium der kritischen Erstarrungslänge durch einen hohen Energieeintrag in den FTS bzw. durch schnelle Fördergeschwindigkeiten limitiert wird, wurde für die übrigen Prozessparameter $T_D = 290 \text{ °C}$ und $v_F = 500 \text{ mm/min}$ gewählt. Bereits für einen geringen Kühlluftdruck von $p_L = 0,25 \text{ bar}$ liegt die Erstarrungslänge 41 mm bzw. 65 % unterhalb der Erstarrungslänge ohne aktive Kühlung, vergleiche Abbildung 4.21, und damit auch unterhalb der kritischen Erstarrungslänge. Die Abkühlgeschwindigkeit zeigt abhängig vom Luftdruck ein degressives Verhalten. Zwischen $p_L = 0,25 \text{ bar}$ und $p_L = 1 \text{ bar}$ nimmt die Erstarrungslänge um 60 % ab, während zwischen $p_L = 1 \text{ bar}$ und $p_L = 3 \text{ bar}$ lediglich eine Abnahme von 9 % erfolgt. Dabei ist zu beachten, dass mit steigendem Luftdruck auch die Kühlung der Düsen Spitze zunimmt.

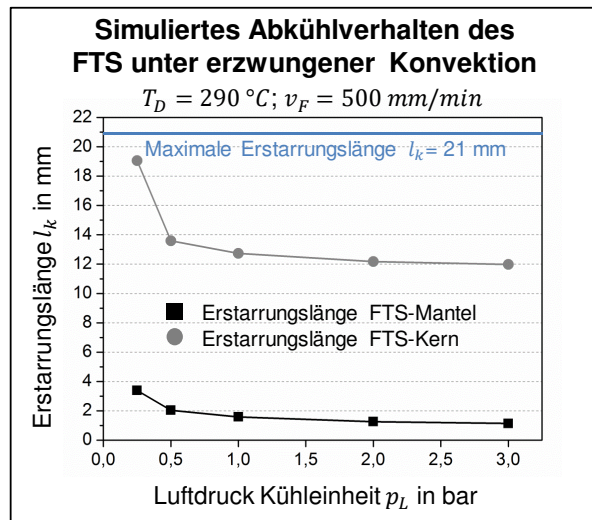


Abbildung 4.22: Simulierte Erstarrungslänge des FTS-Mantels sowie des FTS-Kerns für $T_D = 290 \text{ }^\circ\text{C}$, $v_F = 500 \text{ mm/min}$ in Abhängigkeit des Luftdrucks der Kühldüsen

Fazit: In diesem Kapitel wurde die Entwicklung des FIFDM-Prozesses vorgestellt, bestehend aus einem Qualitätsanalyseverfahren der eingesetzten Halbzeuge, dem Aufbau einer Prototypenanlage sowie der thermischen Analyse des Extrusionsprozessschritts. Das Qualitätsanalyseverfahren (QTS) ermöglicht dabei die Quantifizierung sowie den Vergleich der Qualität kontinuierlich UD-faserverstärkter Thermoplaststränge (FTS). Durch die Möglichkeit der Gewichtung der insgesamt 20 Qualitätskriterien lässt sich das Verfahren zudem auf eine große Bandbreite an Anwendungen übertragen. In dieser Arbeit wurde mithilfe des QTS-Verfahrens ein geeignetes FTS-Halbzeug für die weitere Prozessentwicklung ausgewählt. Des Weiteren wurde eine FIFDM-Prototypenanlage entwickelt, die eine positions- und richtungsvariable Ablage der kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaststränge in alle drei Raumrichtungen ermöglicht. Der Fokus lag dabei auf der Extrusionseinheit inklusive Kühlung des FTS nach Verlassen der Düse. Um die thermischen Prozessgrenzen abschätzen zu können, wurde mittels thermischer FE-Simulation das FTS-Temperaturprofil während des Extrusions- und Abkühlprozesses theoretisch bestimmt. Thermische Zielgrößen beim FIFDM-Prozess sind neben material- und anlagenspezifischen Grenztemperaturen vor allem die Temperatur des FTS bei Düsenaustritt sowie die Dauer der Abkühlung unter Schmelztemperatur nach Verlassen der Düsen. Zweiteres ist entscheidend für die 3D-Ablage im freien Raum. Es wurde daher ein Kriterium definiert, mit der sich die sogenannte kritische Erstarrungslänge quantifizieren lässt. Aufbauend auf den Ergebnissen aus diesem Kapitel können eine experimentelle Prozessanalyse sowie eine Potentialabschätzung erfolgen.

5 Einfluss kritischer Prozessparameter auf Prozessstabilität und Bauteilqualität

Ziel der in diesem Kapitel durchgeführten experimentellen Analyse ist es einen umfassenden Prozessüberblick zu geben, indem der Einfluss relevanter Prozessparameter auf die Prozessstabilität und die Bauteilqualität identifiziert wird. Durch das Identifizieren des Einflusses relevanter Stellschrauben auf ausgewählte Zielgrößen soll somit eine Basis für die Prozessoptimierung und die Definition robuster Prozessfenster geschaffen werden.

5.1 Definition von Steuer- und Zielgrößen

Zielgrößen: Um den FIFDM-Prozess charakterisieren zu können, müssen entsprechende Zielgrößen definiert werden. Aufgrund fehlender Erfahrungswerte werden diese abgeleitet aus verfahrens- bzw. materialspezifischen Charakteristika bekannter und verwandter Verarbeitungsverfahren:

- Umformungsverfahren kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe: Faserverschiebungen, vergleiche Abbildung 2.3
- Extrusionsverfahren: Strangaufweitungseffekte, vergleiche Kapitel 2.1.3
- FDM-Verfahren: Schlupf der Fördereinheit, Zwischenspalte, Verbindung abgelegter Stränge, vergleiche Tabelle 2.8

Basierend auf diesen Erkenntnissen und FIFDM-spezifischen Charakteristika, wie die 3D-Extrusion der kontinuierlich faserverstärkten Thermoplaststränge, werden folgende Zielgrößen für die Prozessstabilität und Bauteilqualität definiert:

- Prozessstabilität: Extrusionslänge
- Bauteilqualität
 - Maßhaltigkeit: Geradheit, Rundheit und Strangaufweitung extrudierter Einzelstränge
 - Verbundqualitäten: Porengehalt, Faserverteilung, Faserschwerpunkt
 - Verbindung der Stränge untereinander: Biegefestigkeit, Biegesteifigkeit

Die Fördereinheit hat sich bei Vorunteruntersuchungen als besonders anfällig für die Prozessstabilität erwiesen. Grund hierfür ist die inhomogene Außenkontur des Halbzeugs sowie der Gegendruck durch die Reibung des FTS an der Düseninnenwand. Daher wurde die Extrusionslänge als Zielgröße der Prozessstabilität gewählt.

Steuergrößen: Prozesseinflüsse lassen sich in Steuer- und Störgrößen unterscheiden. Steuergrößen sind Prozessparameter, die gezielt eingestellt werden können, wohingegen Störgrößen willkürlich und i. d. R. ungewollt auftreten. Störgrößen bei der experimentellen Analyse des FIFDM-Prozesses stellten bspw. der Schlupf in der Fördereinheit sowie eine schwankende Halbzeugqualität dar. Die für die Prozessanalyse ausgewählten Steuergrößen können Abbildung 5.1 entnommen werden.

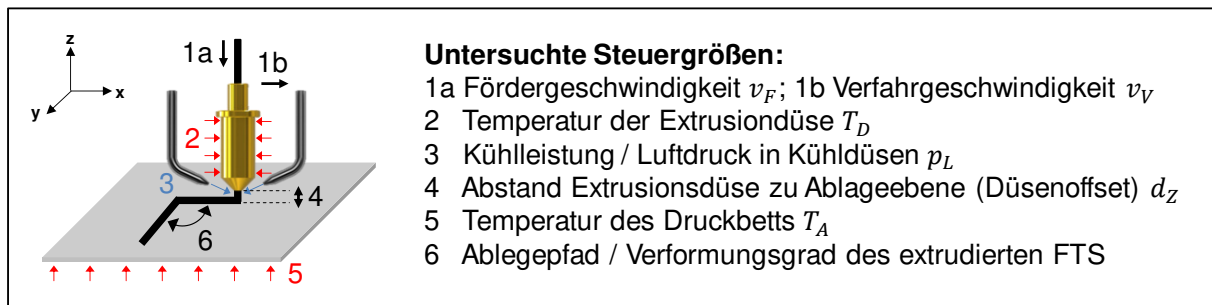


Abbildung 5.1: Ausgewählte Steuergrößen für FIFDM-Prozessanalyse

5.2 Methoden zur experimentellen Untersuchung

5.2.1 Auswahl der Charakterisierungsmethoden

Aufgrund der vielen Einflussfaktoren wurde die experimentelle Untersuchung des FIFDM-Prozesses schrittweise durchgeführt. Hierzu wurde zum einen die reine Extrusion und zum anderen die Extrusion mit anschließender gezielter Ablage des Extrudats untersucht. Für die Untersuchung des reinen Extrusionsschrittes fand weder eine Bewegung der Extrusionseinheit noch des Druckbetts statt. Bei der Untersuchung der Extrusion mit anschließender Ablage wurden mehrere Fälle unterschieden: zum einen die Ablage von einzelnen Strangbahnen und die Verbindung mehrerer aneinander angrenzender Strangbahnen und zum anderen die Ablage auf dem Druckbett bzw. in den freien Raum. Die Strangverbindung wurde dabei nur für die Ablage auf das Druckbett, nicht aber für die Ablage in den freien Raum untersucht. Grund hierfür ist der geringe Druck beim Verbinden der Stränge, der prozessbedingt lediglich über den Abstand der Extrusionsdüse zur Ablageebene ausgeübt werden kann. Dieser macht es zudem erforderlich, dass die bereits abgelegte Struktur über eine Mindeststeifigkeit verfügt, um einen entsprechenden Gegendruck aufbauen zu können. Im Falle einer Ablage in den freien Raum hängt dieser Gegendruck allerdings stark von der Ablegegeometrie ab und ist bspw. für große Überhänge deutlich geringer. Das Verbinden von Strängen bei der Ablage in den Raum ist daher nicht unmöglich und wird durch die Wahl der Versuchsszenarien nicht kategorisch ausge-

geschlossen. Es stellt jedoch eine große Herausforderung dar und bedarf daher weiterem Prozessverständnis, das im Folgenden aufgebaut werden soll. Abbildung 5.2 gibt einen Überblick über die verschiedenen Versuchsszenarien und die jeweiligen Steuer- und Zielgrößen, die hierfür betrachtet wurden.

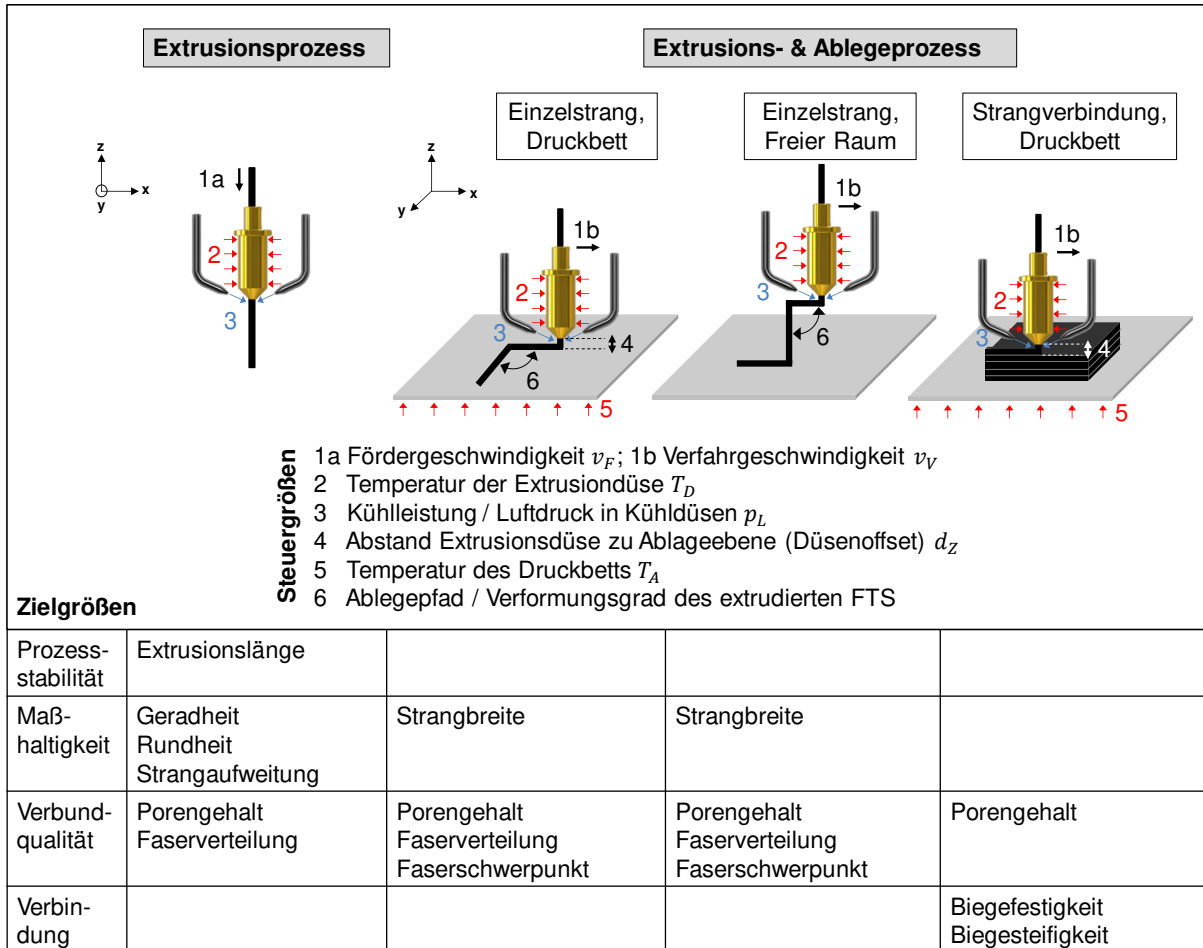


Abbildung 5.2: Ausgewählte Prozessszenarien inklusive Steuer- und Zielgrößen

Die Einstellung und Regelung der Steuergrößen im Prozess erfolgt mit Ausnahme des Luftdrucks der Kühldüsen über die Steuerungssoftware *Simplify3D*. Der Luftdruck und damit die Kühlleistung wird über das Drosselventil der Kühleinheit manuell justiert. Die Temperaturen der Extrusionsdüse und des Druckbetts werden je über einen Thermistor innerhalb der Düse bzw. mittig an der Unterseite des Druckbetts gemessen und geregelt. Da die Temperatur aufgrund größerer Abkühleffekte an den Randbereichen des Druckbetts geringer ausfallen kann, wurden die Proben möglichst mittig auf dem Druckbett hergestellt.

Zur Untersuchung des Verformungsverhaltens, Steuergröße 5 in Abbildung 5.2, wurde eine Richtungsänderung um 90 ° bei der Ablage betrachtet, da für diesen Fall die meisten Vergleichswerte aus der Literatur vorliegen. Aufgrund der vielen betrachte-

ten Steuer- und Zielgrößen wurden die Untersuchungen auf einen Winkel begrenzt. Für die experimentelle Analyse der Strangverbindung im FIFDM-Prozess wurden gemäß DIN EN ISO 14125 [216] 3-Punkt Biegeproben hergestellt und geprüft. Diese haben zwar den Nachteil, dass sie kein direktes Maß für die Verbindungsfestigkeit liefern, im Rahmen von Vorversuchen zeigte sich allerdings gegenüber Zugscherversuchen nach DIN EN 1465, T-Schälprüfung nach DIN EN ISO 11339 und Double Cantilever Beam Prüfungen nach ASTM D5528-13 eine höhere Wiederholgenauigkeit sowie ein geringerer Aufwand bei der Probenherstellung und -prüfung. Um dennoch einen Rückschluss auf die Verbindungsfestigkeit der extrudierten FTS zuzulassen, wurden sowohl ein- als auch zweilagige Biegeproben untersucht. Somit kann der Einfluss der Verbindung zweier Lagen auf die Biegeeigenschaften ermittelt werden. Abbildung 5.3 zeigt alle untersuchten Probengeometrien inklusive der zur Auswertung mittels Schliffproben betrachteten Querschnittspositionen.

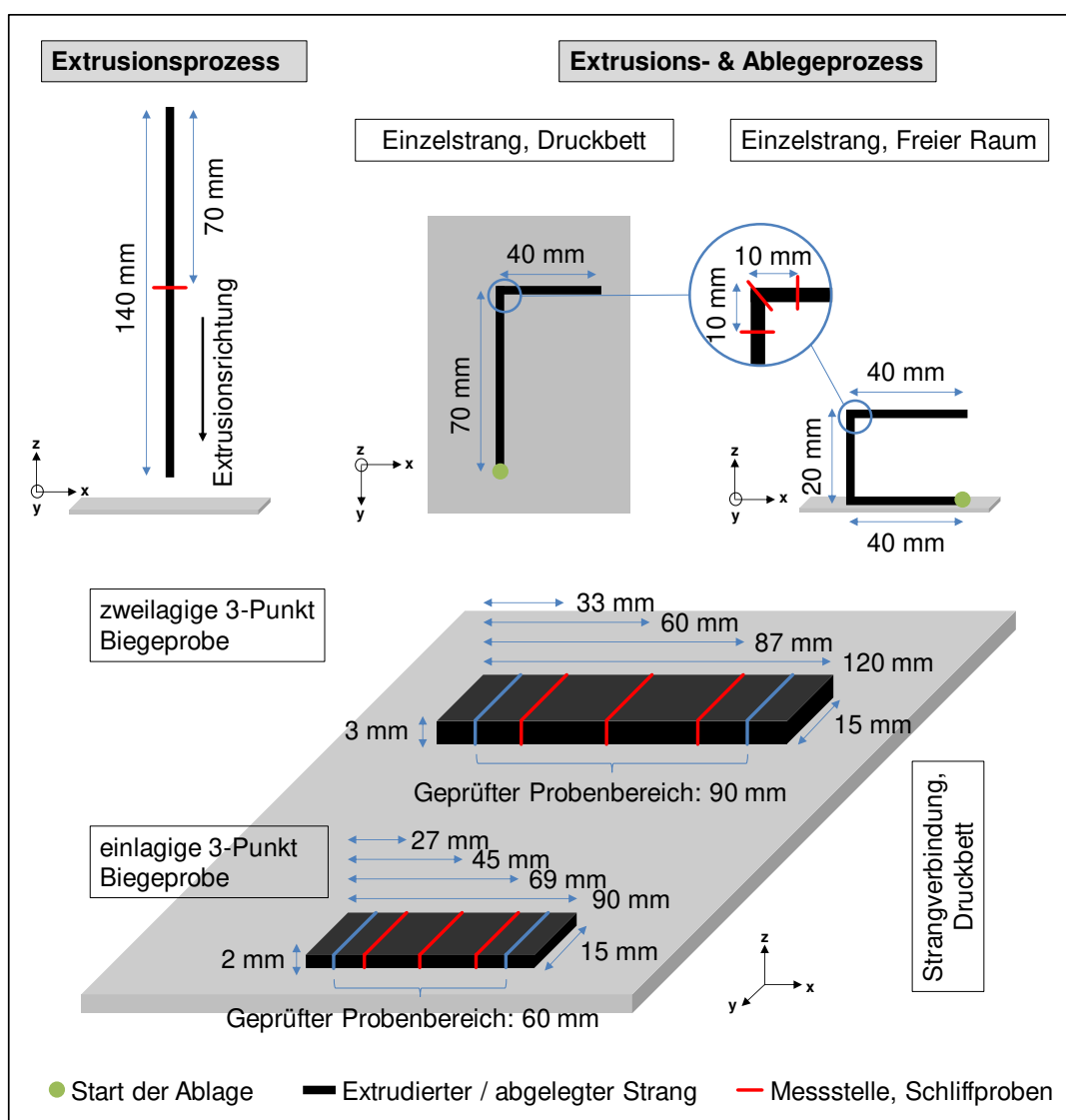


Abbildung 5.3: Hergestellte Probengeometrien mit Angabe der Messstellen

Um Verfälschungen durch den Einfluss des Extrusionsstarts zu vermeiden, wurden die betrachteten Querschnitte mindestens eine Düsenlänge bzw. 35 mm hinter den Startpunkt gelegt. Da die Höhe der Biegeproben prozessparameterabhängig variiert, handelt es sich bei den Angaben aus Abbildung 5.3 lediglich um ungefähre Angaben. Die zweilagigen Biegeproben lassen sich dabei stärker kompaktieren als die einlagigen und sind daher im Mittel nicht doppelt so hoch. Die Länge der Biegeproben wurde gemäß DIN EN ISO 14125 an die in Abbildung 5.3 angegebenen Probenhöhen angepasst. Die Herstellung der Biegeproben erfolgte je Probe kontinuierlich. Jede Lage besteht aus 6 Strängen. Am Bahnende fand eine Wende um 180° statt. Um einen Einfluss der Faserumbiegung durch die Wende auf die Zielgrößen ausschließen zu können, wurden die Proben 30 mm länger als von der Norm vorgesehen, hergestellt und die Randbereiche nachträglich mittels Schleifscheibe entfernt.

Die Auswertemethoden der Zielgrößen können Tabelle 5.1 entnommen werden. Alle mikroskopisch ausgewerteten Zielgrößen wurden anhand von Schliffbildern durchgeführt. Die Bestimmung von Querschnittsflächen erfolgte gemäß den Ausführungen in Kapitel 4.1.2. Die Veranschaulichung der Auswertung einiger Zielgrößen aus Tabelle 5.1 ist in Abbildung 5.4 dargestellt.

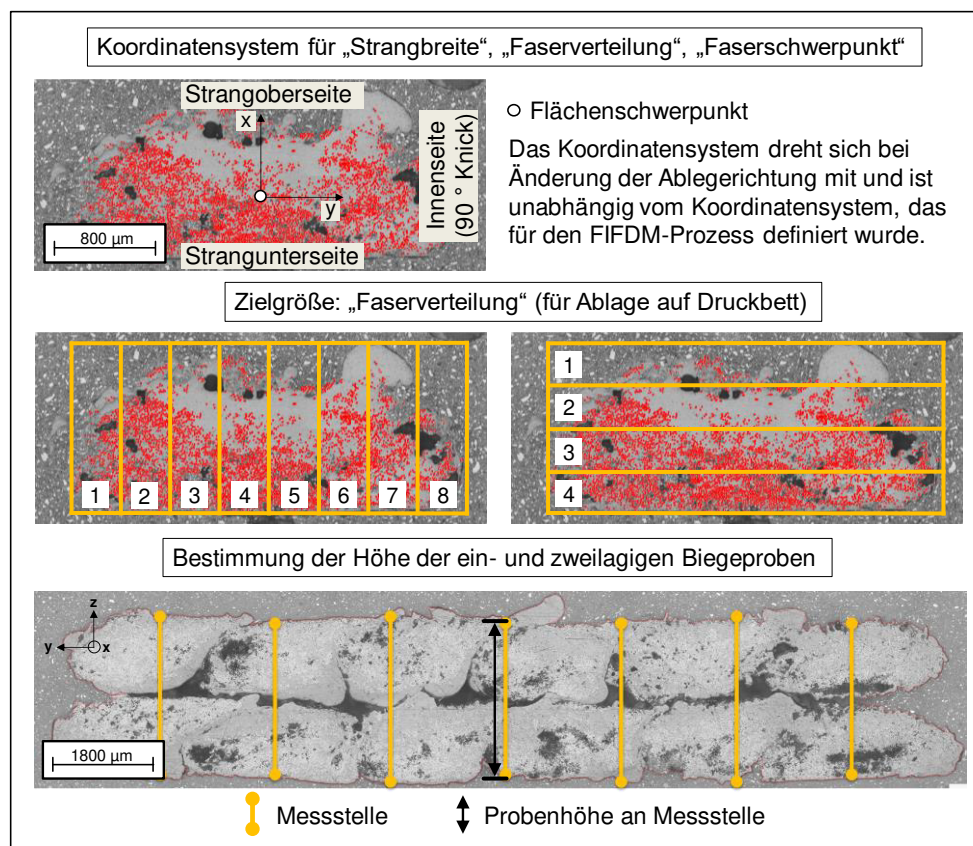


Abbildung 5.4: Grafische Darstellung der Auswertung einiger Zielgrößen entsprechend Tabelle 5.1

Tabelle 5.1: Auswertemethoden der Zielgrößen aus Abbildung 5.1

Zielgröße	Messmethode	Auswertung
Extrusionslänge in %	Maßband	Verhältnis aus gemessener Stranglänge l_E inklusive aller Krümmungen zu vorgegebener Förderlänge l_F → Angabe prozentual: $\frac{l_E}{l_F} * 100 \%$
Geradheit in %	Maßband	Verhältnis aus gemessener vertikaler Stranglänge l_V zu gemessener Stranglänge inklusive Krümmungen l_E → Angabe prozentual: $\frac{l_V}{l_E} * 100 \%$
Rundheit in %	Mikroskopie	Auswertung entsprechend QTS, siehe Kapitel 4.1.2
Strangaufweitung in %	Mikroskopie	Verhältnis aus Querschnittsfläche A_E des extrudierten FTS, zu Querschnittsfläche A_D des Düsenausgangs → Angabe prozentual: $\frac{A_E}{A_D} * 100 \%$
Strangbreite in mm	Mikroskopie	Maximale Breite des Strangs in y-Richtung, Koordinatensystem nach Abbildung 5.4.
Porengehalt in Vol.-%	Mikroskopie	Auswertung entsprechend QTS, siehe Kapitel 4.1.2
Faserverteilung in %	Mikroskopie	Für Extrusionsversuche bzw. Ablage in den Raum erfolgt Auswertung nach QTS, siehe Kapitel 4.1.2. Bei Ablage auf das Druckbett erfolgt eine Flächeneinteilung nach Rechtecken, vergleiche Abbildung 5.4. Hierfür wird ein Rechteck mit den maximalen horizontalen und vertikalen Abmessungen des FTS-Querschnitts um diesen gelegt und in 8 gleichgroße horizontale und 4 gleichgroße vertikale Bereiche eingeteilt. Die Differenz des gemessenen FVGs in jedem Bereich zum optimalen FVG wird berechnet. Daraus wird der Mittelwert über alle Bereiche bestimmt. → Angabe prozentual zu optimaler Faserverteilung
Faserschwerpunkt in μm	Mikroskopie	Abstand des Schwerpunkts aller Faserflächen vom Flächenschwerpunkt des Querschnitts in x- und y-Richtung nach Koordinatensystem aus Abbildung 5.4
Biegefestigkeit in MPa	3-Punkt-Biegung	Nach DIN EN ISO 14125
Biegesteifigkeit in GPa	3-Punkt-Biegung	Aufgrund der unebenen Oberfläche werden Höhe und Breite der Proben mikroskopisch mittels Schliffbild bestimmt, vergleiche Abbildung 5.4. Für jede Faktorstufenkombination wurde daher eine zusätzliche Biegeprobe hergestellt und an drei Positionen ausgewertet. Die Höhe wird dabei an sieben Messstellen, gleichmäßig über die Breite verteilt, gemessen und gemittelt. Die mittlere Breite ergibt sich aus der mittleren Höhe und der gemessenen Querschnittsfläche der Probe.

5.2.2 Versuchsplanung

Für die experimentelle Prozessanalyse wird ein fraktionell faktorieller Screening-Versuchsplan nach Kleppmann [217] angewandt. Diese Art der Versuchsplanung ist vor allem für die Untersuchung von Prozessen geeignet über die noch wenig bekannt ist und daher eine große Zahl an Faktoren wie bspw. Steuergrößen betrachtet werden sollen. Mithilfe eines Screening-Versuchsplans ist es möglich herauszufinden, welche Steuergröße einen Einfluss auf eine Zielgröße besitzt und wie groß dieser ist. Dagegen ist es jedoch nicht möglich Optima für Steuergrößen zu identifizieren. Mit Screening-Versuchsplänen kann zudem die Versuchsanzahl gegenüber vollfaktoriellen Versuchsplänen auf Kosten der Betrachtung „höherer“ Wechselwirkungen deutlich verringert werden.

Bei einem Screening-Versuchsplan werden je Faktor zwei Faktorstufen betrachtet, also bspw. zwei verschiedene Temperaturen für den Faktor Düsentemperatur. Die Anzahl der Versuche einer Versuchsreihe ergibt sich aus der Anzahl der Faktorstufen exponentiert mit der Anzahl der Faktoren k . Für die Betrachtung von zwei Faktorstufen je Faktor ergeben sich damit vollfaktoriell 2^k Versuche. Durch den fraktionell faktoriellen Versuchsplan verringert sich für die Versuchsanzahl der Exponent k . Tabelle 5.2 fasst die gewählten Versuchspläne sowie die Anzahl der Versuche inklusive Wiederholungen für die verschiedenen Versuchsreihen zusammen. Um den Einfluss zeitlich schwankender Störgrößen so gering wie möglich zu halten, wurden die Versuche innerhalb einer Versuchsreihe randomisiert durchgeführt. Die Faktoren entsprechen den Zielgrößen aus Abbildung 5.2. Auf die Auswahl der Faktorstufen wird in den Kapiteln zu den entsprechenden Versuchsreihen eingegangen.

Tabelle 5.2: Fraktionell faktorielle Versuchspläne für untersuchte Versuchsreihen

Versuchsreihe	Untersuchte Faktoren	Faktorstufenkombinationen	Wdh.	Anzahl Versuche
Extrusion	T_D, v_F, p_L	2^3	3	24
Ablage Einzelstrang, Druckbett	T_D, v_V, p_L, d_Z	2^{4-1}	5	40
Ablage Einzelstrang, freier Raum	T_D, v_V, p_L	2^{3-1}	5	20
Biegeproben, zweilagig	T_D, v_V, p_L, d_Z	2^{4-1}	3	24
Biegeproben, einlagig	T_D, v_V, p_L, d_Z, T_A	2^{5-1}	3	48

Die Bestimmung der Größe und Signifikanz des Einflusses eines Faktors auf eine Zielgröße ist in Abbildung 5.5 beispielhaft erklärt. Dabei werden für jede Faktorstufenkombination Mittelwert, Standardabweichung und Varianz der ermittelten Ergebnisse errechnet, aus denen sich wiederum der Effekt eines Faktors auf die Zielgröße

bestimmen lässt. Der Effekt eines Faktors entspricht dabei der Differenz des Mittelwerts aller Versuchsergebnisse mit jeweils derselben Faktorstufe. Der Effekt ist somit ein Maß dafür, wie groß der Einfluss eines Faktors auf eine Zielgröße ist. Um jedoch Aussagen darüber machen zu können, ob sich der Effekt auch von der Mess- und Prozessgenauigkeit abheben kann, müssen die Schwankungen der Ergebnisse mitbetrachtet werden. Dies erfolgt über Vertrauensbereiche.

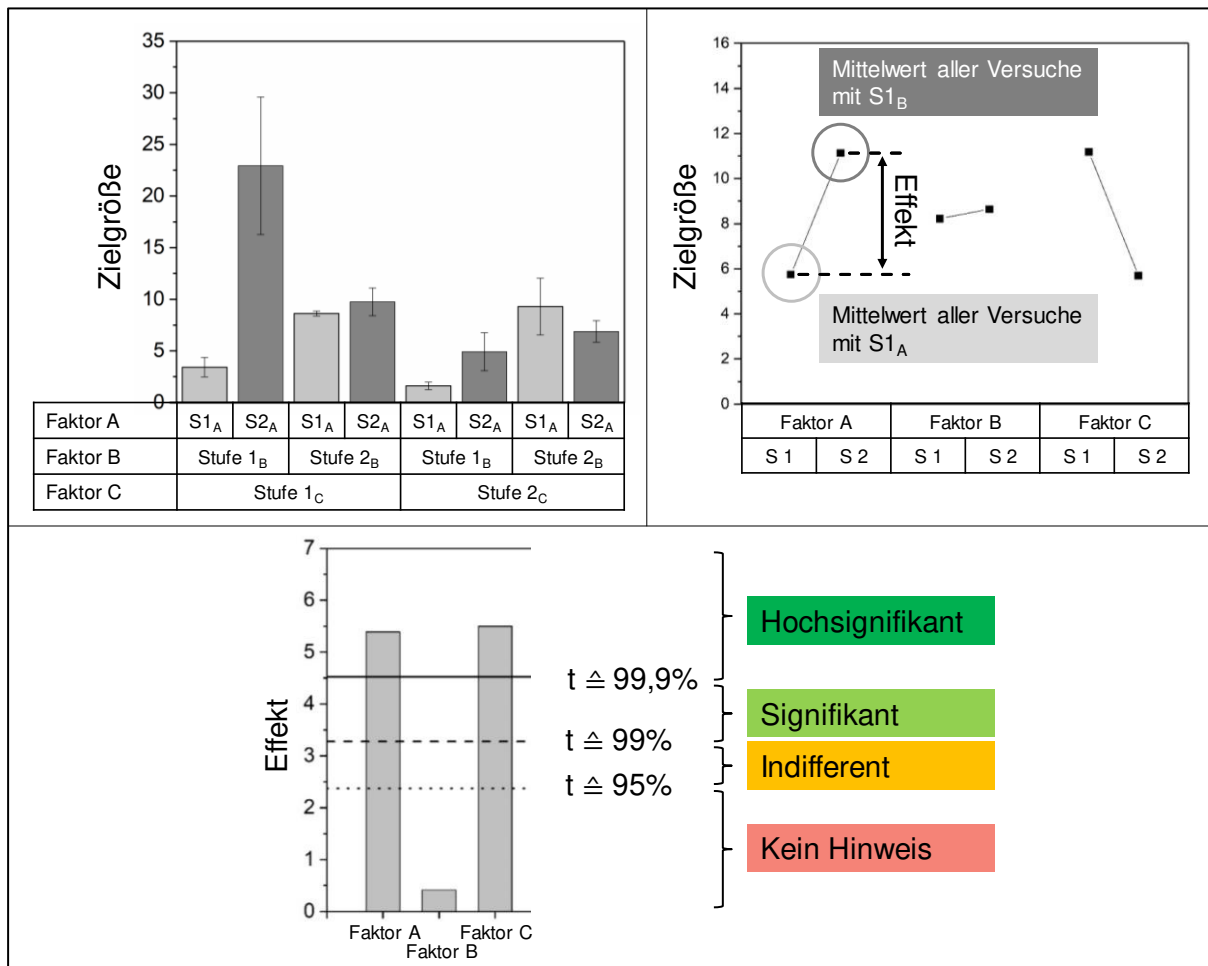


Abbildung 5.5: Auswertung der Einflüsse dreier Faktoren auf eine Zielgröße

Diese Vertrauensbereiche lassen sich nach Formel 5.1 aus dem Produkt der Standardabweichung des Effekts s_E und dem sogenannten t-Wert t_x berechnen.

$$\text{Vertrauensbereich} = t_x * s_E \quad \text{mit} \quad s_E = \sqrt{\frac{4}{n} \cdot \bar{s}^2} \quad (5.1)$$

Dabei entspricht n der Gesamtanzahl der Versuche und \bar{s}^2 dem Mittelwert der Varianzen der Ergebnisse aller Faktorstufenkombinationen. Der t-Wert ist in Wertetabellen angegeben [217] und ergibt sich zum einen aus dem Freiheitsgrad der Versuchsreihe, der abhängig vom Versuchsumfang ist, und zum anderen aus dem vorgege-

benen Vertrauensniveau (95 %, 99 % und 99,9 %). Das Vertrauensniveau gibt die Wahrscheinlichkeit an, dass der entsprechende Bereich den wahren, aber unbekanntem Mittelwert enthält. Entsprechend Abbildung 5.5 ergibt sich die Signifikanz des Effekts aus dem Vertrauensbereich, in dem dieser liegt. Im Beispiel aus Abbildung 5.5 besitzen jeweils Faktor 1 und 3 einen hochsignifikanten Einfluss und Faktor 2 keinen Einfluss auf die Zielgröße.

Voraussetzung für die Bestimmung der Signifikanz des Einflusses eines Faktors auf eine Zielgröße ist die Normalverteilung der Versuchsergebnisse. Daher wurden die Versuchsergebnisse nach dem Shapiro-Wilk-Test [218] auf Normalverteilung geprüft. Werte, die nicht innerhalb der Normalverteilung liegen, wurden bei der Auswertung nicht berücksichtigt. Pro Faktorstufenkombination musste hierfür maximal ein Wert gestrichen werden.

Zwischen Faktoren können zudem Wechselwirkungen auftreten. Eine Wechselwirkung liegt dann vor, wenn der Effekt des einen Faktors auf eine Zielgröße davon abhängt, auf welcher Faktorstufe der andere Faktor steht. Die Wechselwirkung berechnet sich wie folgt: Effekt des Faktors 1 auf die Zielgröße, wenn Faktor 2 auf Stufe 1 steht, minus Effekt des Faktors 1, wenn Faktor 2 auf Stufe 2 steht. Die Signifikanz der Wechselwirkung wird entsprechend der gleichen Vertrauensbereiche bewertet, wie die der Faktoren, siehe Abbildung 5.5.

5.2.3 Versuchsmaterialien, -aufbau und -durchführung

Die Durchführung der Versuche erfolgte an der FDM-Portalanlage *X400CE* der Firma *German RepRap GmbH* mit den in Kapitel 4.3 vorgestellten Modifikationen der Extrusionseinheit. Die Ansteuerung erfolgte über die Software *Simplify3D*.

Als FTS wurde das in Kapitel 4.2 ausgewählte und charakterisierte GF-PP-Material verwendet. Aufgrund der schlechten Haftung von PP auf dem Druckbett wurde vor jedem Ablageversuch eine 0,1 mm dicke PP-Folie mithilfe von doppelseitigem Klebeband der Firma *tesa SE* auf dem Druckbett befestigt. Hierdurch konnte die Anbindung der abgelegten FTS deutlich verbessert werden. Die Höhe der PP-Folie und des Klebebands wurde bei der Bestimmung des Abstands von Düsenspitze zur Druckebene berücksichtigt. Die Durchführung der Versuche kann Tabelle 5.3 entnommen werden.

Tabelle 5.3: Versuchsdurchführung für Extrusions- und Ablegeversuche

Vorbereitungen	<u>FTS-Material</u> <ul style="list-style-type: none"> • FTS-Halbzeug entsprechend Probenabmessungen ablängen • Prüfen der maximalen FTS-Breite: < 2,4 mm erforderlich <u>Steuerung</u> <ul style="list-style-type: none"> • Schreiben des probenabhängigen Maschinencodes (G-Code) • Maschinencode in <i>Simplify3D</i> Software laden <u>Anlagentechnik</u> <ul style="list-style-type: none"> • Laptop und Anlage einschalten • Aufheizen von Düse und Druckbett
Versuch	<u>Versuchsdurchführung</u> <ul style="list-style-type: none"> • PP-Folie mittels doppelseitigen Klebebandes auf Druckbett befestigen • Kalibrieren des Abstands zwischen Druckbett und Druckdüse an fünf Stellen auf dem Druckbett über Endmaße (nur bei Ablage auf dem Druckbett) • Einführen des FTS in Extrusionsdüse • Einstellen des Luftdrucks des Kühlsystems • Extrudieren und Abschneiden von 35 mm FTS (Düsenlänge) unmittelbar vor Versuchsstart • Versuchsstart • Abschneiden des extrudierten FTS direkt am Düsenausgang mittels Schere
Analyse	<u>Dokumentation nach Durchführung des Versuchs</u> <ul style="list-style-type: none"> • Beschriftung der Probe • Fotografieren der Probe • Vermessen der Probe • Dokumentation von Besonderheiten <u>Erstellung und Auswertung von Schlifffbildern</u> <ul style="list-style-type: none"> • Entnahme eines 15 mm langen Stücks aus der Probe • Einbetten des Probenstücks in runde Form mithilfe der Einbettmittel <i>VariDur 3003</i> bzw. <i>KEM 15 plus</i> • Schleifen der Probe in sieben Stufen bis zur 4000er Körnung und anschließendes Polieren in zwei Stufen mit 3 μm und 1 μm Diamantlotion • Erstellen von Aufnahmen mittels Auflichtmikroskop <i>DM6000M</i> der Firma <i>Leica Microsystems</i> • Auswerten der Schlifffbilder mit <i>analySIS docu</i> Software der Firma <i>Olympus</i>

5.3 Experimentelle Untersuchung des Extrusionsprozesses

Im Rahmen der Untersuchung des Extrusionsprozesses wird der Einfluss der drei Steuergrößen Düsentemperatur T_D , Fördergeschwindigkeit v_F , und Luftdruck p_L der Kühldüsen, als Maß für die Kühlleistung, auf die Zielgrößen Extrusionslänge, Geradheit, Rundheit des Querschnitts, Strangaufweitung, Porengehalt und Faserverteilung untersucht. Hierfür wurde der FTS ohne Bewegung der Extrusionseinheit sowie ohne Ablage auf dem Druckbett frei aus der Düse extrudiert.

Gemäß der Versuchsplanung in Kapitel 5.2.2 wurde jeder Faktor auf zwei Stufen variiert. Tabelle 5.4 beschreibt die Auswahl der Faktorstufen. Um die Wahrscheinlichkeit zur Identifizierung der Effekte zu erhöhen, wurde versucht die Faktorstufen mög-

lichst weit auseinander zu wählen, ohne dabei jedoch prozess- bzw. materialspezifische Grenzen zu missachten.

Tabelle 5.4: Auswahl der Faktorstufen zur Untersuchung des Extrusionsprozesses

Faktorstufen		Begründung
T_D °C	210	Da der FTS in der Extrusionsdüse aufgeschmolzen werden soll, muss $T_D > T_S = 166 \text{ °C}$ gewählt werden. T_D muss zudem soweit über T_S liegen, um den Bereich für v_F in der Parameterstudie ausreichend groß wählen zu können.
	290	Um eine Zersetzung des PPs zu vermeiden, wurde ein ausreichender Abstand von der Degradationstemperatur bei 330 °C gewählt. So können auch Überschwingungen bei der T_D -Regelung abgefedert werden. Die in der Extrusionseinheit verbauten PEEK-Bauteile sollten zudem nicht über 300 °C erhitzt werden.
v_F mm/min	100	Der Faktor v_F ist vor allem nach oben hin begrenzt. Als niedrigere Faktorstufe für v_F wurden 100 mm/min gewählt, um einen ausreichenden Abstand zur oberen Faktorstufe zu gewährleisten.
	1000	In Vorversuchen war für die hier ausgewählten T_D eine Förderung bis 1000 mm/min ohne erkennbare Einschränkungen möglich. Nach der thermischen FE-Simulation, Kapitel 4.4, ist jedoch eine vollständige Aufschmelzung des FTS innerhalb der Düse für $T_D = 210 \text{ °C}$ nur bis $v_F = 500 \text{ mm/min}$ gewährleistet. Da der FTS bei der reinen Extrusion nach Verlassen der Düse nicht umgeformt werden muss, ist dieses Kriterium für die reine Extrusion nicht erforderlich. Für $v_F = 1000 \text{ mm/min}$ ergibt sich am Düsenausgang für $T_D = 210 \text{ °C}$ eine simulierte FTS-Manteltemperatur von $207,8 \text{ °C}$ und eine FTS-Kerntemperatur von $117,4 \text{ °C}$.
p_L bar	0	Die Kühlung an Umgebungsluft stellt die geringste Abkühlgeschwindigkeit für den extrudierten FTS dar. Da keine 3D-Struktur in den freien Raum gelegt wird, muss das Kriterium der kritischen Erstarrungslänge nicht eingehalten werden.
	1,5	Nach der Prozessauslegung über die thermische FE-Simulation verringert sich die Abkühlgeschwindigkeit bzw. die Erstarrungslänge ab einem eingestellten Luftdruck von $1,5 \text{ bar}$ nur noch marginal, siehe Abbildung 4.22. Zudem steigt mit der Höhe des Luftdrucks auch die Wahrscheinlichkeit, dass die Spitze der Extrusionsdüse mitgekühlt wird.

Die Ergebnisse der Extrusionsversuche sind in Abbildung 5.6 dargestellt. Jedes Diagramm zeigt die Ergebnisse einer Zielgröße. Die Balken entsprechen den Mittelwerten der Ergebnisse mit jeweils derselben Faktorstufe. Als durchgezogene Linien sind in jedem Diagramm auch die Mittelwerte über alle Versuche dargestellt. Die gestrichelte Linie gibt den Wert des FTS-Halbzeugs vor der Extrusion an. Der Höhenunterschied zwischen den jeweiligen Balkenpaaren entspricht dem Effekt des jeweiligen Faktors auf die Zielgröße. Die Ergebnisse aller Einzelversuche sind im Anhang in Tabelle 9.2 und Tabelle 9.3 aufgeführt.

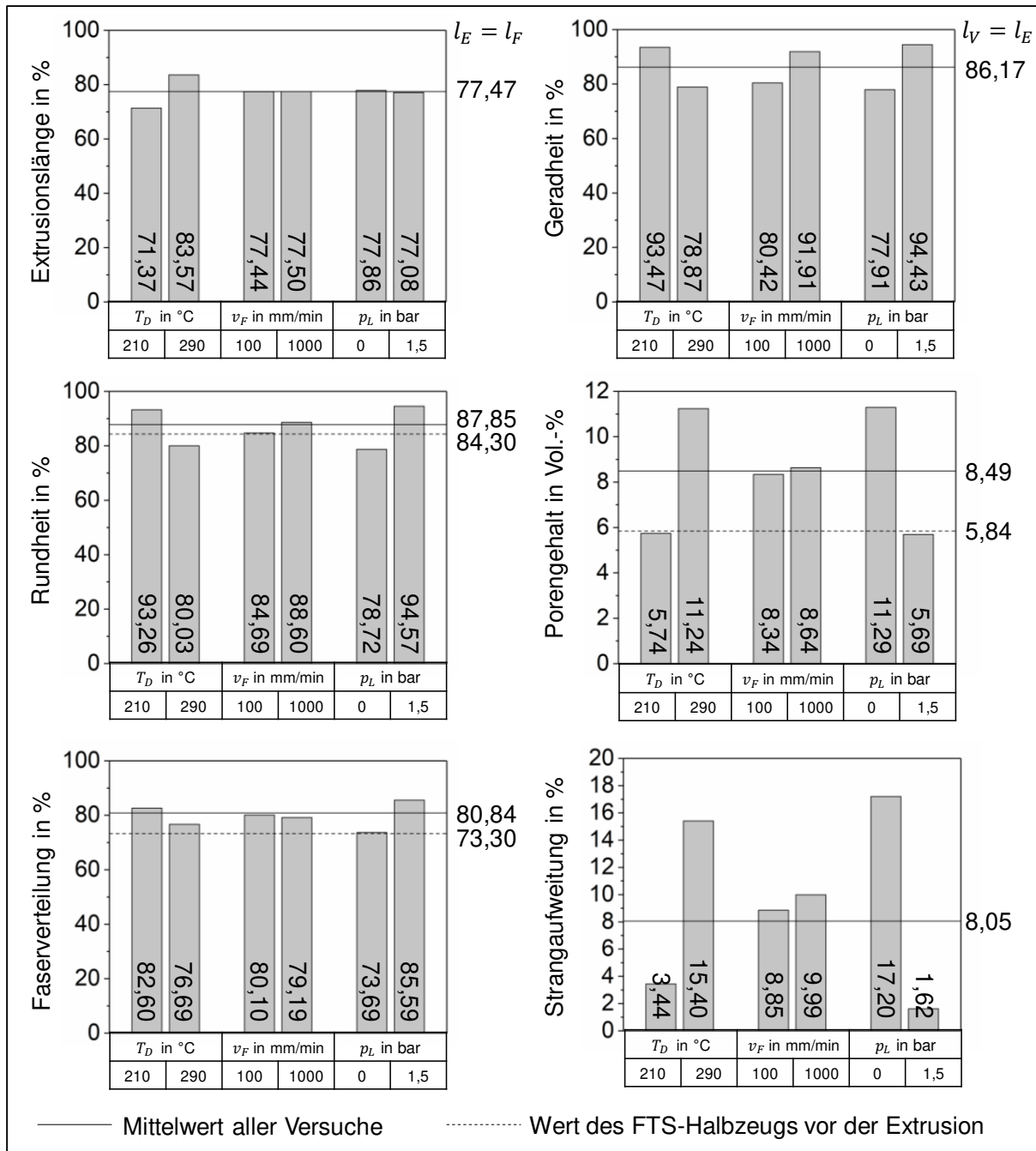


Abbildung 5.6: Ergebnisse der Extrusionsversuche für sechs Zielgrößen; Angabe der Mittelwerte je Faktorstufe und über alle Versuche

Die Effekte der Faktoren auf die jeweilige Zielgröße sind in Tabelle 5.5 dargestellt. Die Höhe des Effekts ist als Zahlenwert aufgeführt. Da sich die Effekte jeweils auf eine Zielgröße beziehen, sind nur Werte der gleichen Zielgröße miteinander vergleichbar. Zusätzlich ist die Signifikanz der Effekte über das Farbschema angegeben. Die Pfeile zeigen an, in welche Richtung der jeweilige Faktor verändert werden muss, um eine Verbesserung der Zielgröße gemäß den Prozessanforderungen aus Tabelle 3.1 zu erreichen. Bspw. besitzt T_D einen hochsignifikanten Effekt von

12,20 % auf die Extrusionslänge. Da der Pfeil nach oben zeigt, kann mit der höheren T_D auch eine höhere Extrusionslänge erzielt werden.

Tabelle 5.5: Effekte der Steuergrößen und Wechselwirkungen auf die ausgewählten Zielgrößen bei der Extrusion

	T_D	v_F	p_L	$T_D v_F$	$T_D p_L$	$v_F p_L$
Extrusionslänge in %	12,20 ↑	0,06	0,77	1,49	1,01	2,32
Geradheit in %	14,60 ↓	11,49 ↑	16,51 ↑	14,73	12,57	17,95
Rundheit in %	13,24 ↓	3,92 ↑	15,85 ↑	3,84	10,56	6,74
Strangaufweitung in %	11,96 ↓	1,14	15,55 ↑	10,28	8,71	7,69
Porengehalt in vol.-%	5,40 ↓	0,40	5,51 ↑	6,04	4,94	4,42
Faserverteilung in %	5,91 ↓	0,91	11,90 ↑	0,34	6,57	3,23

Zahlenwert: Betrag des Effekts

Pfeil: Richtung des Faktorwerts, die zu einer Verbesserung der Zielgröße führt

Farbgebung: Signifikanz der Effekte

■ Höchst Signifikant ■ Signifikant ■ Indifferent ■ Kein Hinweis

Auffällig bei der Extrusionslänge ist, dass im Durchschnitt lediglich 77,47 % von der vorgegebenen Förderlänge erreicht werden, siehe Abbildung 5.6. Dabei liefert keine der getesteten Parameterkombinationen im Durchschnitt eine Extrusionslänge größer 85 %, vergleiche Tabelle 9.2 im Anhang. Daraus lässt sich auf Schlupf in der Fördereinheit schließen. Grund hierfür sind zum einen die inhomogene Außenkontur des FTS-Halbzeugs sowie die vermutlich erhöhte Reibung zwischen FTS und Düseninnenwand aufgrund der Düsenlänge sowie der Verstärkungsfasern. Den größten und auch einzig hochsignifikanten Einfluss auf die Extrusionslänge besitzt T_D . Dabei können mit $T_D = 290\text{ °C}$ im Durchschnitt 12,20 % höhere Extrusionslängen erreicht werden als mit $T_D = 210\text{ °C}$. Grund hierfür kann das Absinken der Schmelzviskosität des PPs mit höherer Temperatur sein, erkennbar am Viskositätsverlauf des FTS-Materials in Abbildung 5.7 links. Dieser zeigt, dass sich die Viskosität des FTS von 210 °C zu 290 °C mehr als halbiert. Dadurch verringert sich die Reibung innerhalb der Schmelze. Darüber hinaus wird der FTS im Randbereich durch höhere T_D früher aufgeschmolzen, was zusätzlich die Reibung mit der Düseninnenwand verringert.

Für die weiteren Zielgrößen Geradheit, Rundheit, Strangaufweitung, Porengehalt und Faserverteilung zeigt sich bei den Effekten aus Tabelle 5.5 ein, mit wenigen Ausnahmen, einheitliches Bild. Vor allem T_D als auch p_L haben auf diese Zielgrößen einen signifikanten bis hochsignifikanten Einfluss. Dabei zeigen diese fünf Zielgrößen bessere Ergebnisse bei der geringeren Düsenteperatur sowie der aktiven Kühlung.

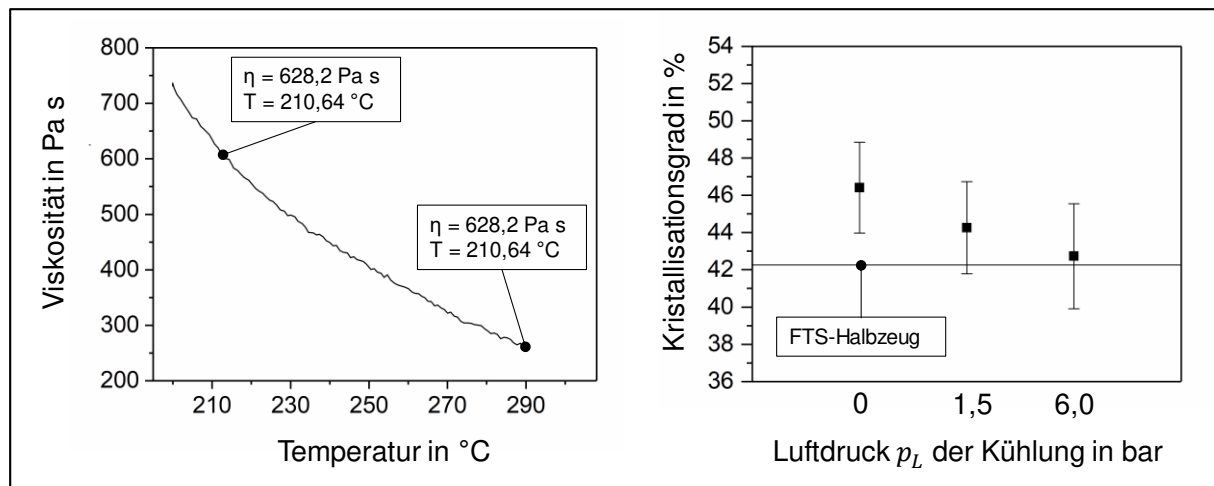


Abbildung 5.7: Viskositätsverlauf des FTS-Materials über die Temperatur, gemessen mit Rotationsrheometer²² (links), Kristallisationsgrad des extrudierten FTS-Materials für variierende Luftdruckeinstellungen der Kühleinheit, gemessen mit DSC²³ (rechts)

Abhängig von der eingestellten Parameterkombination ergeben sich für die Strangaufweitung Werte zwischen -4,52 % bis zu 40,96 %, vergleiche Tabelle 9.3 im Anhang. Je nach Parametereinstellung kommt es daher bei der Extrusion zu dem in Kapitel 2.1.3 beschriebenen Effekt der Strangaufweitung. Diese kann durch im Halbzeug eingefrorene Eigenspannungen bzw. durch scherkraftinduzierte Moleküllorientierungen beim Düsendurchtritt verursacht werden. Besonders stark tritt die Strangaufweitung bei hoher T_D und passiver Kühlung auf, wie anhand des oberen Schliffbilds in Abbildung 5.8 zu sehen. Wie im Stand der Technik beschrieben, kann mit einer schnelleren Abkühlung des Extrudats die Strangaufweitung unterdrückt werden, beispielhaft dargestellt am unteren Schliffbild aus Abbildung 5.8. So beträgt die Strangaufweitung aller Versuche, die mit aktiver Kühlung durchgeführt wurden, im Durchschnitt lediglich 1,62 %. Anders als im Stand der Technik dargestellt, führt jedoch eine höhere Düsentemperatur zu einer stärkeren Strangaufweitung. Ein möglicher Grund könnte zum einen die bessere Fließfähigkeit des PPs aufgrund der deutlich geringeren Viskosität bei 290 °C als bei 210 °C sein. Zudem steigt mit der Austrittstemperatur des FTS auch die Dauer, bis dieser wieder unter Schmelztemperatur abkühlt. Der Strang hat daher länger Zeit sich aufzuweiten. Mit einer aktiven Kühlung wird diese Dauer stark verkürzt. Höhere Kühlraten beeinflussen jedoch auch die molekulare Struktur und damit die Werkstoffeigenschaften teilkristalliner Thermoplaste wie PP, vergleiche Kapitel 2.1.1. Daher wurden mittels DSC²³ die Kristallisationsgrade des PPs im FTS-Material für unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten gemes-

²² Stichprobengröße = 1; Frequenz: 62,8 rad/s, oszillierend; Plattengröße: 45 mm

²³ Stichprobengröße = 1; DSC1, Firma Mettler Toledo, Aufheiz- und Abkühlrate: 10 K/min

sen, siehe Abbildung 5.7 rechts. Der Kristallisationsgrad verringert sich dabei für die aktive Kühlung mit 6 bar gegenüber der passiven Kühlung an Umgebungsluft lediglich um 3,69 % von 46,4 % auf 42,73 %. Der Einfluss ist damit als gering einzustufen.

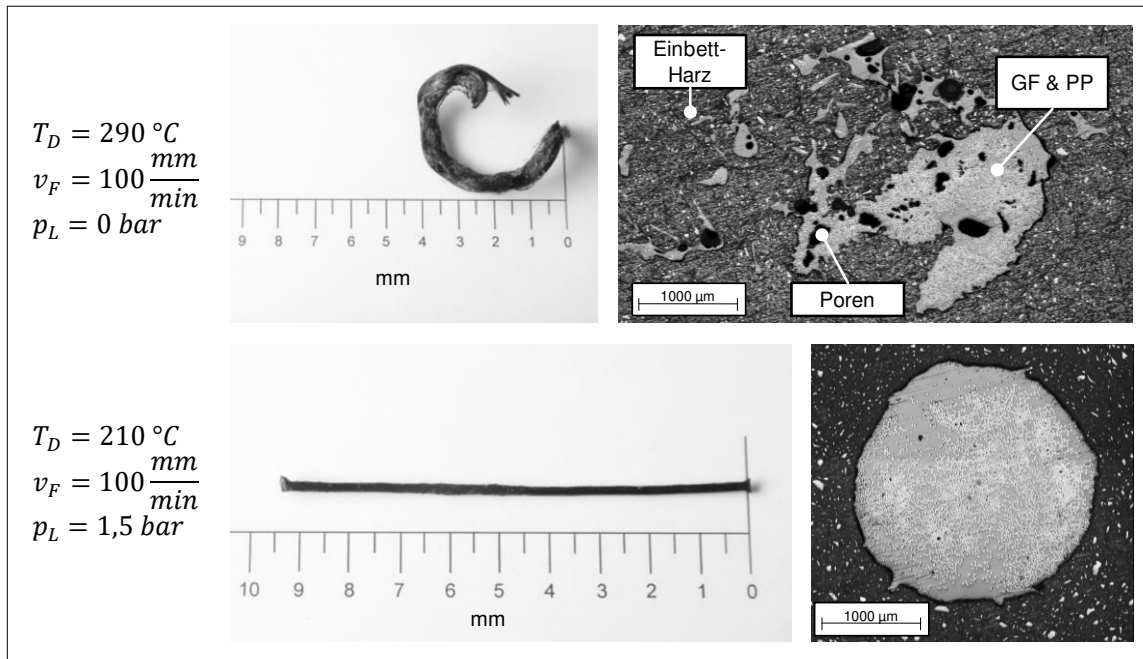


Abbildung 5.8: Beispiele extrudierter FTS (links) und Schlifffbilder des Querschnitts (rechts) für ausgewählte Faktorstufenkombinationen der Extrusionsversuche

Als dominanter Effekt beeinflusst die Strangaufweitung auch die in Tabelle 5.5 dargestellten Einflüsse der Steuergrößen auf die Zielgrößen Rundheit, Geradheit, Porengehalt und Faserverteilung, vergleiche hierzu Abbildung 5.8. Aufgrund der Strangaufweitung können zudem die Beobachtungen aus dem Stand der Technik zur Imprägnierung und dem Porengehalt bei der reinen Extrusion nicht bestätigt werden. Anders als bei den hier durchgeführten Extrusionsversuchen führt demnach eine höhere Düsentemperatur sowie ein geringerer Massendurchsatz zu geringeren Porengehalten. Bei ausschließlicher Betrachtung der Extrusionsversuche mit aktiver Kühlung, bei der die Strangaufweitung weitestgehend unterdrückt wird, zeigt sich jedoch für v_F ebenfalls ein hochsignifikanter Einfluss auf den Porengehalt. Entsprechend des Stands der Technik führt eine geringere Geschwindigkeit und damit eine längere Verweildauer in der Düse zu einem geringeren Porengehalt. Dass eine Nachimprägnierung des Halbzeugs in der Extrusionsdüse möglich ist, zeigt bspw. die Faktorstufenkombination $T_D = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $v_F = 100 \text{ mm/min}$ und $p_L = 1,5 \text{ bar}$ mit der im Querschnitt ein Porengehalt von 1,62 Vol.-% und damit 4,22 Vol.-% unterhalb dem des FTS-Halbzeugs erreicht werden kann, vergleiche Abbildung 5.8 und Tabelle 9.3 im

Anhang. Ebenso kann auch die Rundheit und die Faserverteilung im Durchschnitt gegenüber dem Ausgangshalbzeug verbessert werden, vergleiche Abbildung 5.6.

Die vielen signifikanten und hochsignifikanten Wechselwirkungen in Tabelle 5.5 deuten auf eine starke Abhängigkeit der Prozessparameter untereinander hin. Für die zentralen Mechanismen der Imprägnierung und Strangaufweitung im Extrusionsprozess spielt die Strangtemperatur und damit der Wärmeeintrag bzw. -austrag in den Strang eine übergeordnete Rolle. Die Aufwärmung wird sowohl von T_D als auch von v_F und damit der Verweildauer in der Düse bestimmt. Durchgeführte Simulationen des Wärmeeintrags mit dem Simulationsmodell aus Kapitel 4.4.2 zeigen, dass dieser für die Faktorstufenkombinationen von $T_D = 290\text{ °C}$ und $v_F = 1000\text{ mm/min}$ sowie $T_D = 210\text{ °C}$ und $v_F = 100\text{ mm/min}$ fast identisch ist. Die Abkühlung nach Düsenaustritt ist neben p_L auch von der FTS-Temperatur zum Zeitpunkt des Düsenaustritts und damit wiederum von T_D und v_F abhängig. Zudem bewegt sich der Strang mit steigender v_F schneller aus dem Wirkungsbereich der Kühltüsen heraus.

5.4 Experimentelle Untersuchung des Ablegeprozesses

Im Folgenden sind die Untersuchungen zur Ablage der extrudierten FTS dargestellt. Diese umfassen sowohl die Einzelstrangablage auf das Druckbett und in den freien Raum als auch die Untersuchung der Strangverbindung auf dem Druckbett über ein- und zweilagige Biegeversuche. Bei den Extrusionsuntersuchungen wurde Schlupf in der Fördereinheit festgestellt. Um diesen bei den Ablegeversuchen zu umgehen, wurden in Voruntersuchungen Multiplikatoren bestimmt, die abhängig von der gewählten Faktorstufenkombination zu einer vollständigen Förderung und damit zu einer Extrusionslänge entsprechend des Fahrwegs der Extrusionseinheit führen. Die Förderung wurde bei allen Versuchen entsprechend angepasst. Die Multiplikatoren sind im Anhang in Tabelle 9.4 aufgeführt. Im Gegensatz zu den reinen Extrusionsversuchen wird daher im Folgenden statt der Förder- v_F die Fahrgeschwindigkeit v_V als Steuergröße betrachtet. Konnte die Probengeometrie aufgrund von Schlupf nicht eingehalten werden, wurde der Versuch für ungültig erklärt. Wegen der hohen Zahl an Steuer- und Zielgrößen, werden Wechselwirkungen für den Ablegeprozess nicht mitbetrachtet. Zur Identifikation von Verformungseffekten bei der Einzelstrangablage wurde jeweils ein Probenquerschnitt 10 mm vor einem 90° Knick, im Knick sowie 10 mm nach dem Knick betrachtet.

5.4.1 Untersuchung der Einzelstrangablage

Einzelstrangablage auf das Druckbett

Für die Einzelstrangablage auf das Druckbett wurde der Einfluss der Steuergrößen Düsentemperatur T_D , Verfahrensgeschwindigkeit v_V , Luftdruck der Kühldüsen p_L und Düsenabstand d_z auf die Zielgrößen Strangbreite, Porengehalt, Faserschwerpunkt in x- und in y-Richtung und Faserverteilung untersucht. Probengeometrie und Position der Extrusionseinheit bei der Probenherstellung sind in Abbildung 5.9 dargestellt.

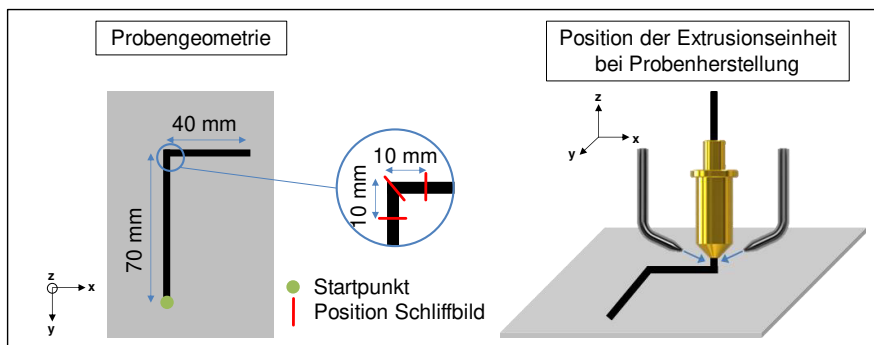


Abbildung 5.9: Probengeometrie und Position der Extrusionseinheit bei der Probenherstellung für die Einzelstrangablage auf dem Druckbett

Die ausgewählten Faktorstufen können Tabelle 5.6 entnommen werden. Die Druckbetttemperatur betrug bei allen Versuchen 110 °C.

Tabelle 5.6: Auswahl der Faktorstufen zur Untersuchung der Einzelstrangablage; D := Ablage auf das Druckbett, R := Ablage in den freien Raum

Faktorstufen		Begründung
T_D °C	210 (D, R)	Entsprechend Extrusionsversuchen
	290 (D, R)	Entsprechend Extrusionsversuchen
v_V mm/min	100 (D, R)	Entsprechend Extrusionsversuchen
	500 (D, R)	Vollständige Aufschmelzung des FTS für Verformung nach Extrusion erforderlich, daher Reduzierung der oberen Faktorstufe. Mit $v_F = 500 \text{ mm/min}$ kann nach FE-Simulation, Kapitel 4.4, eine vollständige Aufschmelzung sichergestellt werden.
p_L bar	0,5 (D) 1,5 (R)	Die Extrusionsversuche haben gezeigt, dass die Kühlung einen entscheidenden Einfluss auf die dominierende Strangaufweitung besitzt. Daher wurde auch für die untere Faktorstufe eine aktive Kühlung gewählt. Bei der Ablage in den Raum ist es zudem erforderlich die kritische Erstarrungslänge zu unterschreiten, siehe Abbildung 4.22. Daher wurde für die Ablage in den Raum ein höherer p_L -Wert gewählt.
	1,5 (D) 3,0 (R)	Geringerer p_L -Wert für Ablage auf Druckbett, um Anhaftung zu gewährleisten.
d_z mm	0,8 (D)	Düsenabstand bei FDM-Verfahren liegt um Faktor 2-3 unter Durchmesser Düsenauslass (hier 1,9 mm). Geringere d_z -Werte zeigten in Vorversuche ein starkes Herauspressen der Matrix zu den Seiten.
	1,4 (D)	Mit ansteigendem d_z steigt Risiko, dass FTS nicht auf Druckbett haftet.

Die Ergebnisse für die Einzelstrangablage auf das Druckbett sind in Abbildung 5.10 dargestellt. Jedes Diagramm zeigt die Ergebnisse einer Zielgröße. Die Balken kennzeichnen den Mittelwert der Ergebnisse mit jeweils derselben Faktorstufe. Die hellgrauen Balken entsprechen den Mittelwerten für die niedrigere Faktorstufe, die dunkelgrauen den Mittelwerten für die höhere Faktorstufe. Die Balken bilden Dreiergruppen und zeigen so jeweils von links nach rechts die Mittelwerte der Ergebnisse vor (V), im (I) und nach (N) dem 90 ° Knick. Die durchgehenden Linien zeigen die Mittelwerte aller Versuche vor (durchgezogen), im (gestrichelt) und nach dem Knick (gepunktet). Die Ergebnisse aller Einzelversuche sind im Anhang in Tabelle 9.6 bis Tabelle 9.10 aufgeführt. Die Bestimmung der Zielgrößen ist in Tabelle 5.1 zu finden.

Die Effekte der Faktoren auf die jeweilige Zielgröße sind in Tabelle 5.7 für die Ergebnisse vor dem Knick (oben) und jeweils die Differenz der Werte vor und im Knick (Mitte) sowie vor und nach dem Knick (unten) dargestellt. Die Höhe der jeweiligen Effekte sind als Zahlenwert aufgeführt. Zusätzlich ist die Signifikanz der Effekte über das Farbschema angegeben. Die Pfeile zeigen an, in welche Richtung der jeweilige Faktor verändert werden muss, um eine Verbesserung der Zielgröße zu erreichen.

Abbildung 5.10 zeigt, dass sich der FTS im Durchschnitt über alle Versuche für die gewählten d_Z auf annähernd das Doppelte des Düsenausgangsdurchmessers verbreitert. Den größten Einfluss auf die Strangbreite besitzt T_D . Durch hohe T_D steigt der Wärmeeintrag in den FTS und erhöht somit die Fließfähigkeit des PPs.

Der Porengehalt erreicht vor dem Knick abhängig von der Prozessparameterkombination Werte zwischen 11,77 und 28,11 Vol.-%, vergleiche Tabelle 9.7 im Anhang. Da das Ausgangsmaterial einen durchschnittlichen Porengehalt von 5,84 Vol.-% besitzt, kommt es bei der Ablage auf das Druckbett zu einer Strangaufweitung. Der Porengehalt liegt damit auch deutlich über dem der Extrusionsversuche. Ein Grund hierfür könnte die Position der Extrusionseinheit zur Ablegerichtung sein, vergleiche Abbildung 5.9. Durch den 90 ° Winkel zwischen Ablegerichtung und Extrusionseinheit befindet sich der extrudierte Strang deutlich kürzer im Wirkungsbereich der aktiven Kühlung. Zusätzlich wirkt die Druckbettbeheizung der Kühlung entgegen. Nach den Extrusionsversuchen in Kapitel 5.3 spielt die Kühlung jedoch eine zentrale Rolle bei der Vermeidung der Strangaufweitung. Das erklärt auch den hochsignifikanten Effekt von v_V auf den Porengehalt. Der Düsenabstand besitzt ebenfalls einen hochsignifikanten Einfluss auf den Porengehalt und kann mit geringerem d_Z verringert werden.

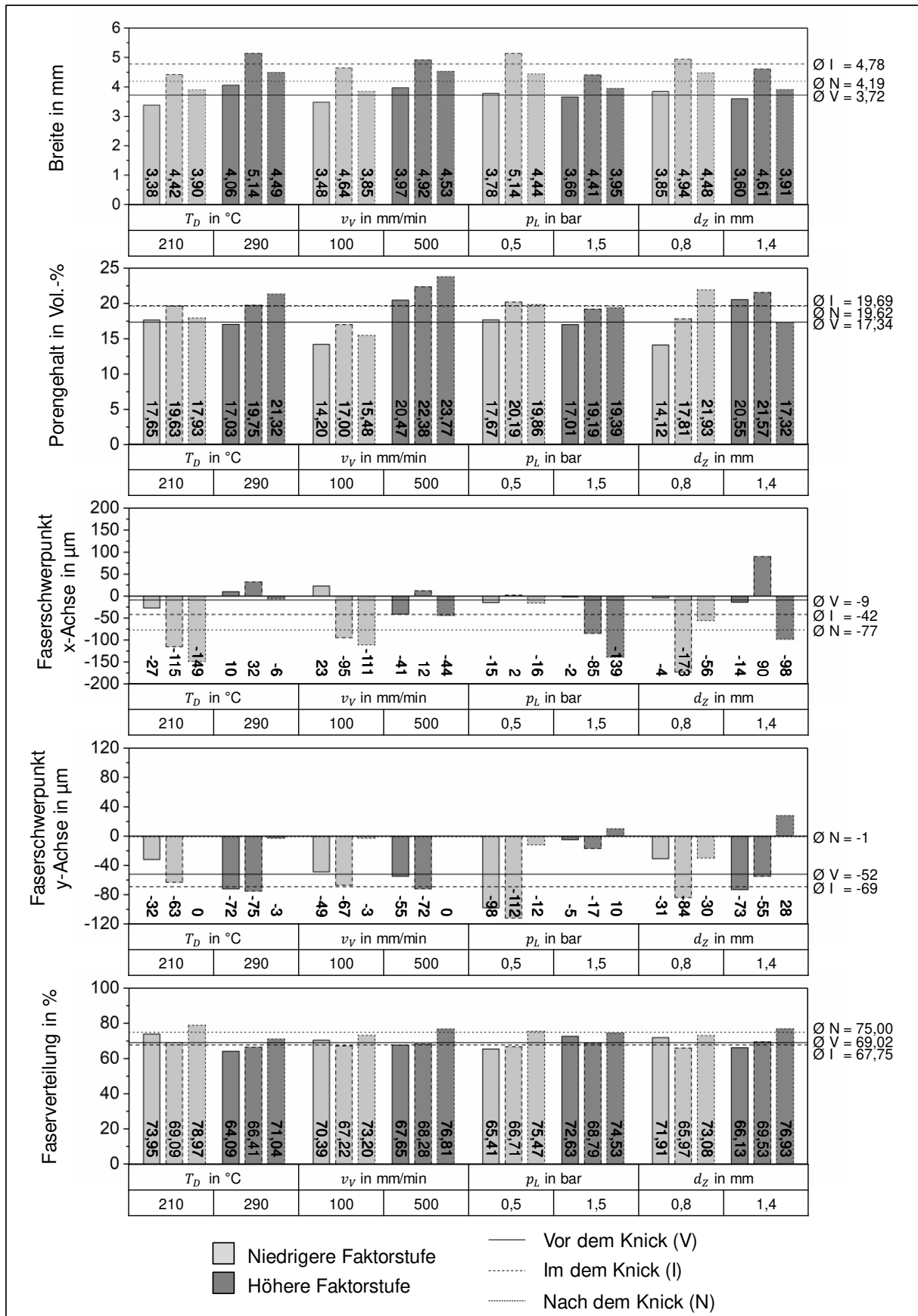





Abbildung 5.10: Ergebnisse der Versuche zur Einzelstrangablage auf das Druckbett, vor (V), im (I) und nach (N) dem 90 ° Knick für 5 Zielgrößen; Angabe der Mittelwerte je Faktorstufe und über alle Versuche

Tabelle 5.7: Effekte der Steuergrößen auf die ausgewählten Zielgrößen bei der Einzelstrangablage auf das Druckbett vor dem Knick (oben), Differenz zwischen vor und im Knick (Mitte) sowie Differenz zwischen vor und nach dem Knick (unten)

 Vor dem Knick		T_D	v_V	p_L	d_Z
Strangbreite in mm*		0,69 ↓	0,49 ↓	0,12	0,25
Porengehalt in Vol.-%		0,62	6,27 ↓	0,67	6,43 ↓
Faserschwerpunkt, x in μm		36,50	64,00	13,00	10,50
Faserschwerpunkt, y in μm		40,00	6,00	93,00 ↑	42,00
Faserverteilung in %		6,58 ↓	0,58	0,028	0,58

 Diff. vor zu im Knick	V → I	T_D	v_V	p_L	d_Z
Strangbreite in mm*	+ 1,06	0,04	0,21	0,62 ↑	0,08
Porengehalt in Vol.-%	+ 2,35	0,74	0,89	0,33	2,68 ↑
Faserschwerpunkt, x in μm	- 08 → - 42	110 ↑	171 ↑	101 ↓	274 ↑
Faserschwerpunkt, y in μm	- 52 → - 69	28	1	12	71 ↓
Faserverteilung in %	- 1,27	7,19 ↑	3,80	5,15 ↓	9,34 ↑

 Diff. vor zu nach Knick	V → N	T_D	v_V	p_L	d_Z
Strangbreite in mm*	+ 0,47	0,10	0,19	0,38 ↑	0,32 ↑
Porengehalt in Vol.-%	+ 2,28	4,00 ↓	2,02	0,19	11,03 ↑
Faserschwerpunkt, x in μm	- 08 → - 77	107 ↑	131 ↑	136 ↓	31
Faserschwerpunkt, y in μm	- 52 → - 1	37 ↓	9	72 ↑	100 ↓
Faserverteilung in %	+ 5,88	1,93	6,35 ↓	8,16 ↑	9,63 ↓

Zahlenwert: Betrag des Effekts

Pfeil: Richtung des Faktorwerts, die zu einer Verbesserung der Zielgröße führt

*Strangbreite: Richtung der Pfeile entspricht geringerer Strangbreite

Farbgebung: Signifikanz der Effekte

■ Höchst Signifikant ■ Signifikant ■ Indifferent ■ Kein Hinweis

Auch die Faserverteilung verschlechtert sich durch die Ablage auf das Druckbett gegenüber FTS-Halbzeug und Extrusionsversuchen. Ein Grund hierfür ist, dass durch den geringen Düsenabstand der aufgeschmolzene Kunststoff zu den Seiten bzw. nach oben weggedrückt wird und so eine lokale Entmischung von Kunststoff und Fasern erfolgt, vergleiche Abbildung 5.11. Dies erklärt die hochsignifikante Abhängigkeit der Faserverteilung von T_D und damit der Fließfähigkeit des Kunststoffs sowie auch die Verschiebung des Faserschwerpunkts in negativer y-Richtung bzw. zur Strangunterseite. In x-Richtung liegt der Faser- auf Höhe des Flächenschwerpunkts.

Beim Vergleich der Ergebnisse vor, im und nach dem Knick in Abbildung 5.10 fällt auf, dass es im Knick zu einer Verbreiterung des Strangs um durchschnittlich 1,06 mm bzw. 28 % kommt. 10 mm nach dem Knick ist der Strang zwar immer noch breiter als vor dem Knick, allerdings vergleichsweise nur noch um 0,47 mm bzw.

13 %. Die Verbreiterung nimmt also nach dem Knick wieder ab. Nach Tabelle 5.7 hat vor allem p_L einen signifikanten Einfluss auf die Verbreiterung. Eine schnellere Abkühlung und damit verbunden eine höhere Viskosität des PPs führen zu einer geringeren Breite des Strangs im Knick. Die Verbreiterung des Strangs geht außerdem mit einer zusätzlichen Auffächerung im Knick einher. Anders als bei der Verbreiterung hängt es jedoch von den gewählten Faktorstufen ab, ob die zusätzliche Strangauffächerung 10 mm nach dem Knick wieder zurückgeht oder sogar weiter zunimmt. Den größten Einfluss darauf hat d_Z . Während der geringe d_Z -Wert die Strangaufweitung nach dem Knick begünstigt, wird sie durch den hohen d_Z -Wert verringert.

Die Verteilung der Fasern wird durch den Knick ebenfalls beeinflusst. So erfolgt über den Knickverlauf eine Verschiebung des Faserschwerpunkts in negative x-Richtung und damit zum Außenradius des Knicks sowie in y-Richtung von der Strangunterseite zum Flächenschwerpunkt, vergleiche Abbildung 5.11. Gleichzeitig steigt die Homogenität der Faserverteilung über den Knickverlauf. Das steht im Gegensatz zu den aus dem Stand der Technik vermuteten Faserbewegungen, die durch die Umlenkung um 90° verursacht werden. In Kapitel 2.1.2, Abbildung 2.3, wird eine Verformung um 90° von FKV mit kontinuierlicher Faserverstärkung für verschiedene Verarbeitungsverfahren dargestellt. Aufgrund der geringen Dehnbarkeit der Fasern und des unterschiedlich langen Wegs, den Fasern nahe des Außen- bzw. Innenradius zurücklegen müssen, findet dabei u. a. eine Verschiebung der Fasern zum Innenradius statt.

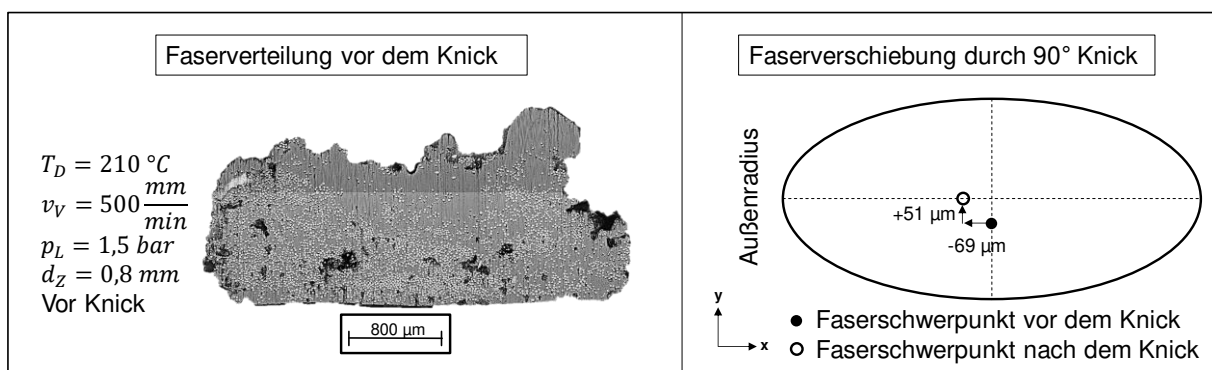


Abbildung 5.11: Faserverteilung vor dem Knick anhand eines Schlibfbilds (links) und schematische Faserverschiebung durch den Knick für Einzelstrangablage (rechts)

Um die Faserbewegungen im Knick für Ablegeversuche zu visualisieren, wurden für ausgewählte Proben μCT -Aufnahmen angefertigt²⁴, siehe Abbildung 5.12. Diese zeigen, dass eine Umorientierung der Fasern aufgrund der unterschiedlichen Länge der Wegstrecke erfolgt. Anders als bei den Beobachtungen aus dem Stand der Technik

²⁴ μCT nantom 180NF der Firma GE Phoenix, Auswertesoftware VGStudio Max, Auflösung: 10 µm

findet hier jedoch ein Austausch der Fasern zwischen der Innen- und Außenseite statt. Die Umorientierung der Fasern erfolgt dabei bündelweise und könnte einen Grund für die Verbesserung der Faserverteilung nach dem Knick darstellen.

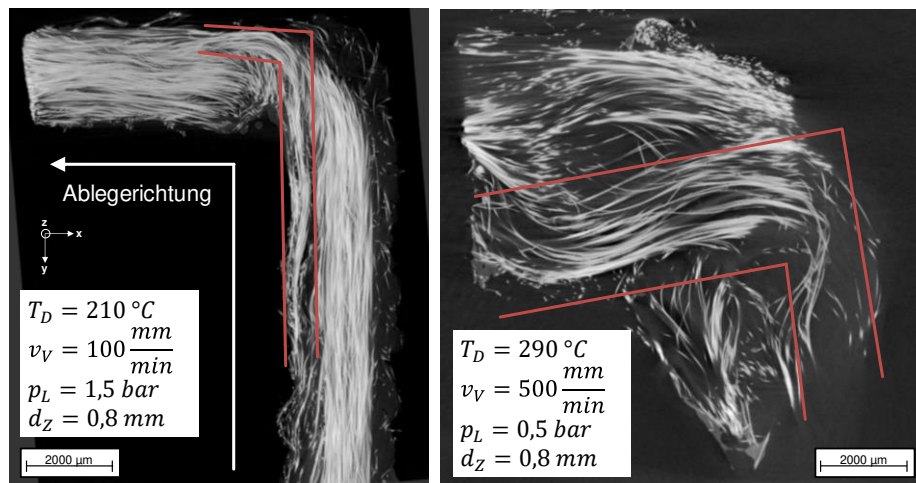


Abbildung 5.12: μ CT-Aufnahme ausgewählter Proben der Einzelstrangablage auf das Druckbett, horizontaler Schnitt durch Probenmitte

Einzelstrangablage im freien Raum

Die Probengeometrie und die Position der Extrusionseinheit bei der Probenherstellung sind in Abbildung 5.13 dargestellt. Da sich die Extrusionseinheit nicht neigen lässt, ergeben sich dabei unterschiedliche Positionen zwischen Strangablegerichtung und Extrusionseinheit für den vertikalen und den horizontalen Probenbereich.

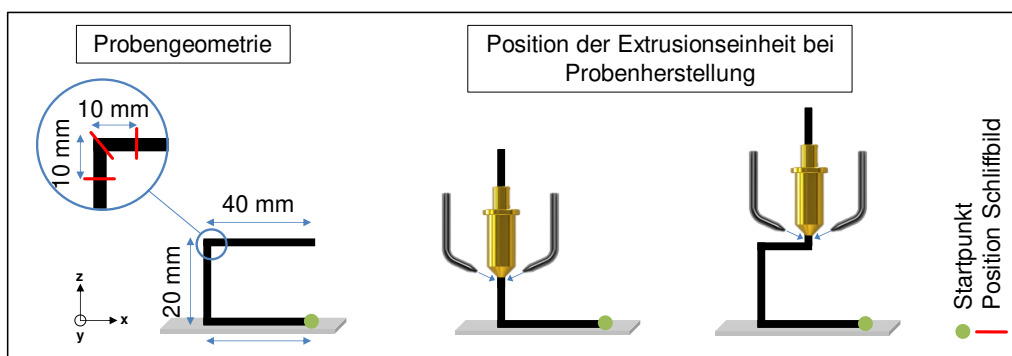


Abbildung 5.13: Probengeometrie und Position der Extrusionseinheit bei der Probenherstellung für die Einzelstrangablage in den freien Raum

Abbildung 5.14 zeigt die Ergebnisse der Ablegeversuche des Einzelstrangs in den freien Raum. Die Darstellung entspricht der für die Einzelstrangablage auf das Druckbett, vergleiche Abbildung 5.10. Die Ergebnisse aller Einzelversuche sind im Anhang in Tabelle 9.11 bis Tabelle 9.15 aufgeführt.

Die Effekte der Faktoren auf die jeweilige Zielgröße sind in Tabelle 5.8 für die Differenz der Werte vor und im Knick (oben) sowie vor und nach dem Knick (unten) dar-

gestellt. Die Darstellung entspricht ebenfalls der für die Einzelstrangablage auf das Druckbett, vergleiche hierzu Tabelle 5.7. Die Betrachtung der Einflüsse der Steuergrößen auf die Ergebnisse vor dem Knick entfällt für die Ablegeversuche in den freien Raum, da diese trotz geringer Unterschiede bei den Randbedingungen näherungsweise aus den Extrusionsversuchen abgeleitet werden kann.

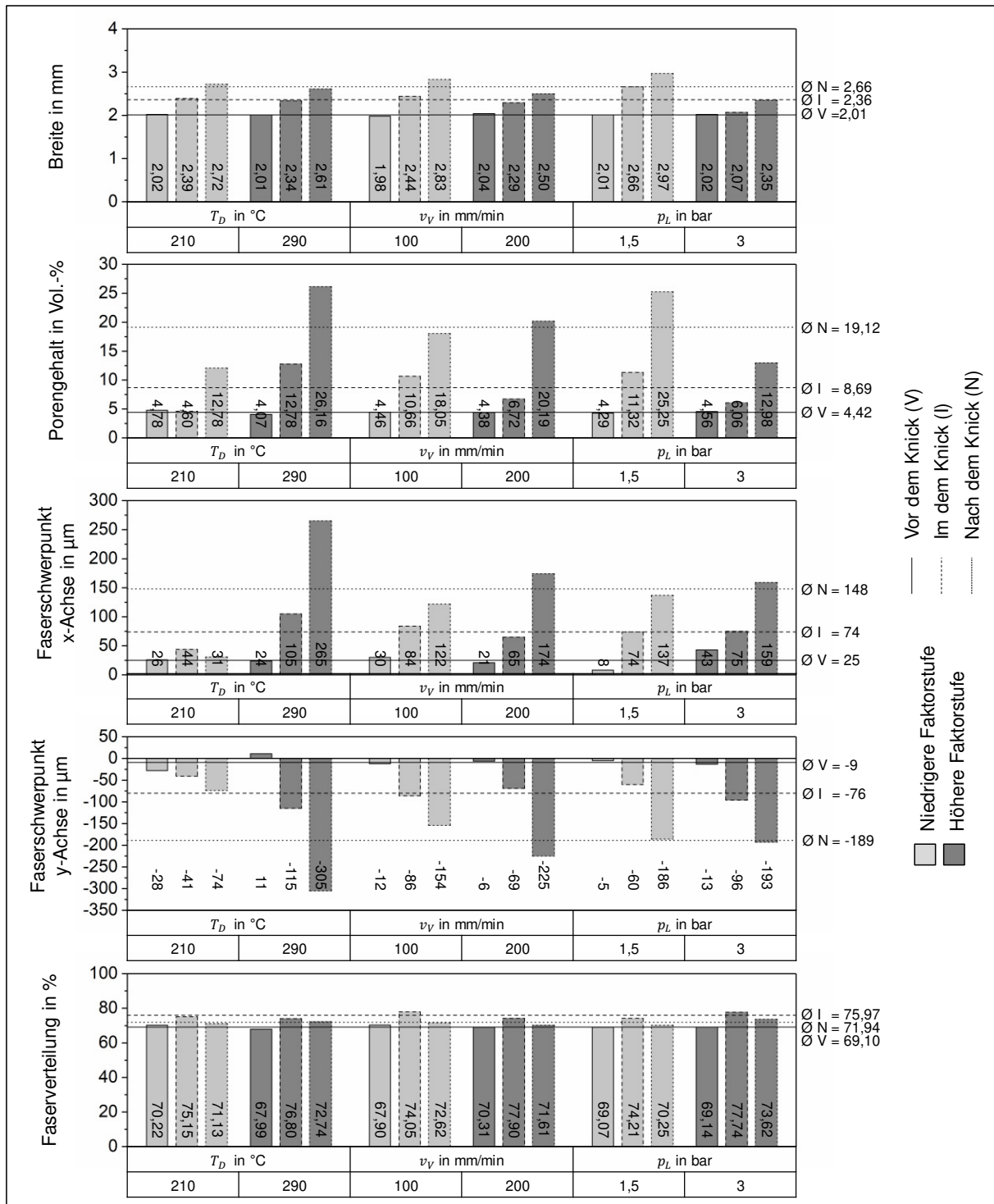




Abbildung 5.14: Ergebnisse der Versuche zur Einzelstrangablage in den freien Raum, vor (V), im (I) und nach (N) dem 90 ° Knick für 5 Zielgrößen; Angabe der Mittelwerte je Faktorstufe und über alle Versuche

Gegenüber der Ablage auf das Druckbett fällt auf, dass der Porengehalt vor dem Knick mit 4,42 Vol.-% deutlich geringer ausfällt. Das liegt zum einen an den höheren Faktorstufen von p_L sowie zum anderen an einer effektiveren Kühlung, da die Extrusionseinheit in Ablegerichtung ausgerichtet ist. Auch der Faserschwerpunkt liegt verglichen mit den Ergebnissen auf dem Druckbett durch die Ausrichtung der Extrusionseinheit näher am Flächenschwerpunkt.

Entsprechend der Ablage auf das Druckbett nehmen auch für die Ablage in den Raum die Strangbreite und der Porengehalt zur Knickmitte hin zu. Anders als auf dem Druckbett vergrößern sich jedoch beide Zielgrößen nach der Mitte des Knicks weiter. Vor allem der Porengehalt erhöht sich von 14,70 Vol.-% im Knick auf 19,12 Vol.-% nach dem Knick. Auch die Faserverteilung verbessert sich zwar zur Knickmitte, fällt aber nach dem Knick wieder auf das alte Niveau zurück.

Tabelle 5.8: Effekte der Steuergrößen auf die ausgewählten Zielgrößen bei der Einzelstrangablage auf das Druckbett vor dem Knick (oben), Differenz zwischen vor und im Knick (Mitte) sowie Differenz zwischen vor und nach dem Knick (unten)

 Diff. vor zu im Knick	V → I	T_D	v_V	p_L
Strangbreite in mm*	+ 0,35	0,05	0,22 ↑	0,61 ↑
Porengehalt in Vol.-%	+ 4,27	8,90 ↓	3,86 ↑	5,54 ↑
Faserschwerpunkt, x in μm	+ 25 → + 74	64 ↓	10	35
Faserschwerpunkt, y in μm	+ 09 → + 80	108 ↓	16	32
Faserverteilung in %	+ 6,87	3,89 ↑	1,45	3,46 ↑

 Diff. vor zu nach Knick	V → N	T_D	v_V	p_L
Strangbreite in mm*	+ 0,65	0,01	0,39 ↑	0,63 ↑
Porengehalt in Vol.-%	+ 14,70	14,79 ↓	2,22	12,54 ↑
Faserschwerpunkt, x in μm	+ 25 → + 148	236 ↓	61 ↓	13
Faserschwerpunkt, y in μm	- 09 → - 189	270 ↓	76 ↓	1
Faserverteilung in %	+ 2,83	3,85 ↑	3,06 ↓	3,31 ↑

Zahlenwert: Betrag des Effekts

Pfeil: Richtung des Faktorwerts, die zu einer Verbesserung der Zielgröße führt
 *Strangbreite: Richtung der Pfeile entspricht geringerer Strangbreite

Farbgebung: Signifikanz der Effekte

Höchst Signifikant

 Signifikant

 Indifferent

 Kein Hinweis

Zur Verdeutlichung der Beobachtungen sind in Abbildung 5.15 Schliffbilder über den Knickverlauf beispielhaft für zwei verschiedene Faktorstufenkombinationen dargestellt, einmal für eine geringere T_D und einen höheren p_L (oben) und einmal für eine höhere T_D und einen niedrigen p_L (unten). In beiden Fällen zeigt sich deutlich eine

Verbreiterung des Strangs über den Knickverlauf. Die Strangverbreiterung hängt jedoch nicht zwangsläufig mit einem Anstieg des Porengehalts zusammen. Es wird daher vermutet, dass die Verbreiterung auf Faserbewegungen bei der Strangumlenkung zurückzuführen ist. Die μ CT-Aufnahme in Abbildung 5.16 zeigt, dass es durch die Strangumlenkung im Knick bei der Ablage in den Raum anders als bei der Ablage auf das Druckbett nicht zu einem Austausch zwischen Fasern der Innen- und Außenseite des Knicks kommt. Die Schliffbilder in Abbildung 5.15 legen daher nahe, dass Fasern durch die unterschiedliche Wegdifferenz nach außen geschoben werden und so zu einer Verbreiterung des Strangs beitragen.

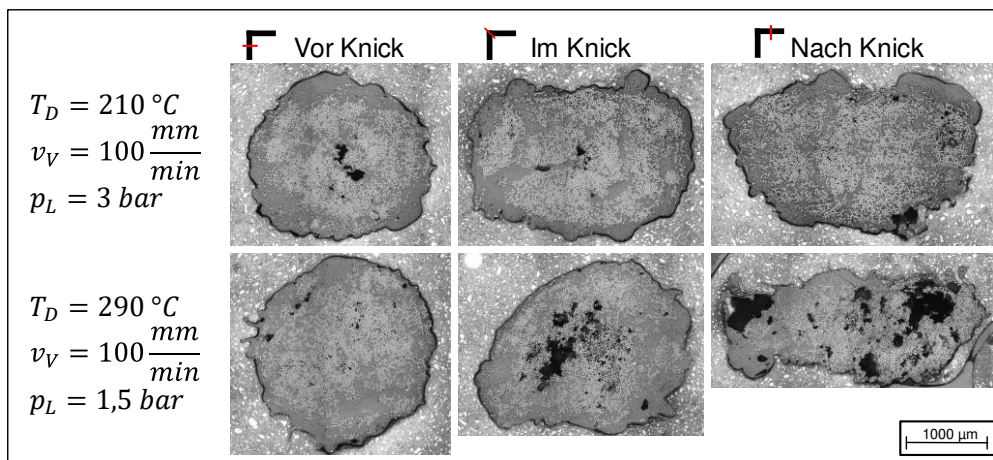


Abbildung 5.15: Beispiele von Schliffbildern des Querschnitts extrudierter und in den Raum abgelegter FTS vor (links), im (Mitte) und nach (rechts) einem 90 ° Knick für ausgewählte Faktorstufenkombinationen

Da sich die Extrusionseinheit nicht neigen lässt, muss der Strang für die horizontale Ablage im Raum nach Verlassen der Düse um 90 ° umgelenkt werden. Damit lässt sich auch erklären, weshalb die Strangverbreiterung nach dem Knick nicht wieder zurückgeht, sondern zunächst sogar weiter zunimmt. Durch den 90 ° Winkel zwischen Extrusionseinheit und Ablegerichtung verlassen die extrudierten FTS auch deutlich schneller den Einflussbereich der Luftströmung der Kühldüsen. Die Kühldauer verringert sich daher deutlich, was sich in einer Zunahme des durchschnittlichen Porengehalts um 14,70 Vol.-% nach dem Knick widerspiegelt.

Abbildung 5.14 zeigt zudem, dass der Knick eine deutliche Verschiebung des Faserschwerpunkts vom Flächenschwerpunkt in positive x- sowie negative y-Richtung und damit auf die rechte sowie untere Seite des Strangs zur Folge hat. Veranschaulicht wird die Faserverschiebung in Abbildung 5.16. Die Verschiebung in x-Richtung ist zudem deutlich in Abbildung 5.15 für die untere Bildstrecke zu erkennen. Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen konnte jedoch keine Erklärung für die Verschie-

bung des Faserschwerpunkts in x-Richtung gefunden werden. Die Verschiebung in y-Richtung hingegen steht im Zusammenhang mit der Strangaufweitung. Da der Einfluss der Kühldüsen geometrisch bedingt bei der horizontalen Ablage in den Raum auf die Oberseite des extrudierten FTS den geringsten Einfluss hat, kühlt der Strang an dieser Stelle am langsamsten ab. Daher treten die Strangaufweitung und der damit verbundene Anstieg des Porengehalts verstärkt an der Oberseite des Strangs auf, siehe Abbildung 5.15 unten rechts. Durch die Konzentration von Poren in der oberen Stranghälfte, sinkt hier im Vergleich zur unteren Stranghälfte der FVG und führt so zu einer Verschiebung des Faserschwerpunkts in negativer y-Richtung.

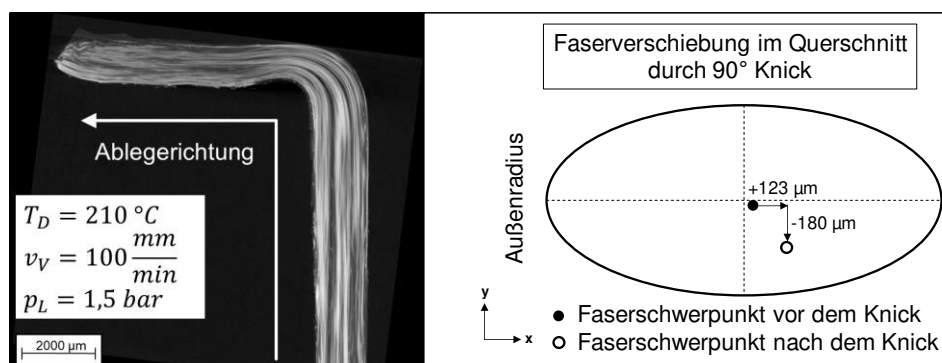


Abbildung 5.16: Links: μCT -Aufnahme²⁵ eines extrudierten und in den Raum abgelegten FTS, vertikaler Längsschnitt durch Probenmitte, rechts: Faserverschiebung im Querschnitt durch den 90° Knick

Der Einfluss der Steuer- auf die Zielgrößen aus Tabelle 5.8 zeigt, dass T_D abgesehen von der Strangbreite einen Einfluss auf alle weiteren Zielgrößen besitzt. Porengehalt und Position des Faserschwerpunkts verbessern sich demnach für eine geringere T_D . Nur die Faserverteilung wird durch eine höhere T_D begünstigt, vermutlich aufgrund der einfacheren Faserbewegung im Knick bei geringerer Viskosität des Kunststoffes. Bei Betrachtung der Verfahrensgeschwindigkeit führt ein hohes v_V zu einer geringeren Strangbreite sowie tendenziell zu einer schlechteren Faserverteilung. Dabei ist jedoch zu beachten, dass die Faktorstufen für v_V bei der Ablage in den Raum anlagenbedingt nicht weit auseinander liegen. Für die Kühlung zeigt sich dagegen ein sehr einheitliches Bild. Wie bereits bei den Extrusionsversuchen wird auch bei der Ablage in den Raum die Strangaufweitung sowie die Strangbreite durch einen hohen p_L verringert. Dies führt zu einer Verbesserung von Porengehalts und Faserverteilung.

²⁵ μCT nantom 180NF der Firma GE Phoenix, Auswertesoftware VGStudio Max, Auflösung: $10\text{ }\mu\text{m}$

5.4.2 Untersuchung der Verbindung der Stränge

Die Untersuchung der Verbindung der Stränge erfolgte über 3-Punkt Biegeversuche. Da diese kein direktes Maß für die Verbindungsfestigkeit liefern, wurden die Untersuchungen sowohl an ein- als auch zweilagigen Proben durchgeführt. Über die Differenz soll der Einfluss der Lagen- und damit auch der Strangverbindung auf die entsprechenden Zielgrößen sichtbar gemacht werden, vergleiche Abbildung 5.17.

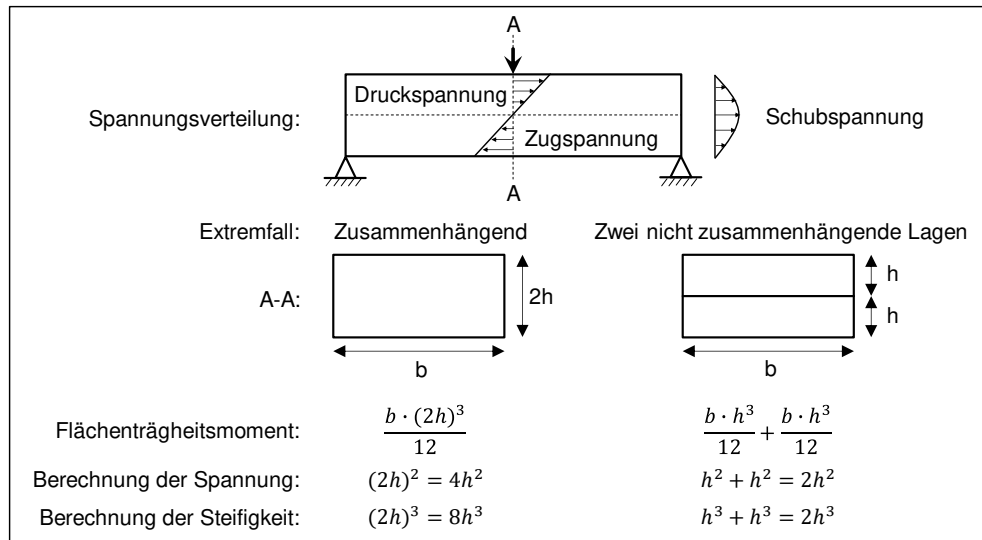


Abbildung 5.17: Mechanik-Betrachtung zum 3-Punkt Biegeversuch

Kritische Spannungszustände beim 3-Punkt Biegeversuch, die zum Versagen der Probe führen sind i. d. R. die Druckspannung auf der Probenoberseite oder die Zugspannung auf der Probenunterseite. Darüber hinaus entstehen bei der 3-Punkt Biegung Schubspannungen, die ihr Maximum in der neutralen Faser erreichen. Je nach Probengeometrie oder aber bei Materialdefekten in der Probenmitte kann der kritische Schubspannungszustand vor dem kritischen Zug- oder Druckspannungszustand eintreten. Übertragen auf die hier vorliegenden Biegeproben, kann bspw. eine schlechte Fügequalität zwischen den Lagen einen solchen Materialdefekt verursachen. Beim theoretischen Vergleich der idealisierten Extremfälle aus Abbildung 5.17 erreicht eine zusammenhängende Probe gegenüber einer Probe bestehend aus zwei nicht zusammenhängenden Lagen gleicher Höhe und gleichen Materials eine doppelt so große Spannung sowie eine viermal größere Steifigkeit.

Die untersuchten Probengeometrien sind in Abbildung 5.18 dargestellt. Der Bahnabstand horizontal benachbarter Stränge, ermittelt in Vorversuchen, wurde auf 2,3 mm (+17 % zu Düsenauslass) festgelegt. Kriterien hierbei waren, dass für alle Faktorstu-

fenkombinationen eine lückenlose Verbindung benachbarter Stränge ermöglicht wird, es gleichzeitig jedoch nicht zu einer zu starken Überlappung der FTS kommt.

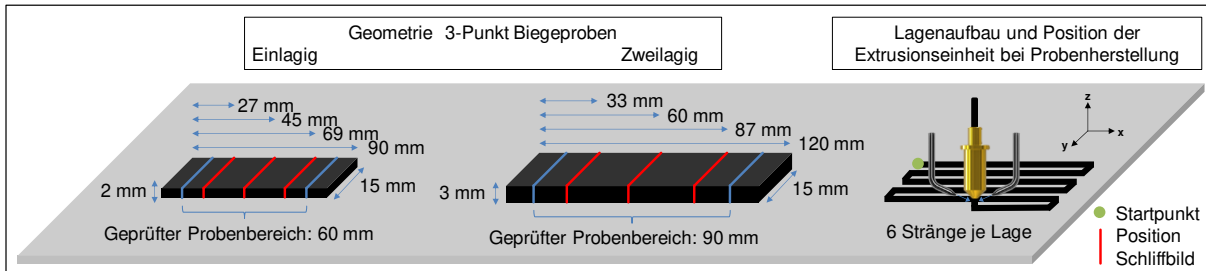


Abbildung 5.18: Probengeometrie und Position der Extrusionseinheit bei der Probenherstellung für die 3-Punkt Biegeproben

Im Rahmen der Untersuchung der Strangverbindung wurde der Einfluss der fünf Steuergrößen Düsentemperatur T_D , Verfahrensgeschwindigkeit v_V , Druckluft der Kühldüsen p_L , Düsenabstand d_Z und Druckbetttemperatur T_A auf die Zielgrößen Biegefestigkeit, Biegesteifigkeit und Porengehalt untersucht. Bei den einlagigen Proben entfällt die Betrachtung der Druckbetttemperatur. Für alle einlagigen Proben gilt $T_A = 110\text{ °C}$. Die ausgewählten Faktorstufen können Tabelle 5.9 entnommen werden.

Tabelle 5.9: Auswahl der Faktorstufen zur Untersuchung der Verbindung der Stränge

Faktorstufen		Begründung
T_D °C	210	Entsprechend Extrusionsversuchen und Einzelstrangablage
	290	Entsprechend Extrusionsversuchen und Einzelstrangablage
v_V mm/ min	100	Entsprechend Extrusionsversuchen und Einzelstrangablage
	500	Entsprechend Einzelstrangablage
p_L bar	0,5	Entsprechend Einzelstrangablage auf Druckbett
	1,5	Entsprechend Extrusionsversuchen und Einzelstrangablage auf Druckbett
d_Z mm	1,4	Anheben der unteren Faktorstufe gegenüber Einzelstrangablage, um Herauspressen des Kunststoffes zu vermeiden.
	1,7	Anheben der oberen Faktorstufe gegenüber Einzelstrangablage, für ausreichenden Abstand zu unterer Faktorstufe. d_Z muss unter Durchmesser des Düsenausgangs bleiben, um Andrücken des FTS zu ermöglichen.
T_A °C	60	Anhaftung an Druckbett kann für geringere T_A nicht sichergestellt werden.
	110	Entsprechend Einzelstrangablage

In Abbildung 5.19 sind beispielhaft die Kraft-Weg-Diagramme aus den 3-Punkt Biegeversuchen der ein- und zweilagigen Proben mit der Faktorstufenkombination $T_D = 290\text{ °C}$, $v_V = 500\text{ mm/min}$, $p_L = 1,5\text{ bar}$, $d_Z = 1,7\text{ mm}$, $T_A = 110\text{ °C}$ gegenübergestellt. Die zweilagigen Proben zeigen eine höhere maximale Kraft sowie einen schnelleren Kraftanstieg pro Weg. Ein direkter Vergleich ist jedoch aufgrund der unterschiedlichen Querschnittsfläche nicht möglich. Auffällig ist, dass es bei beiden Geometrien nach dem ersten Kraftabfall zu einem weiteren Kraftanstieg kommt, der

in einzelnen Fällen sogar die erste Kraftspitze übersteigt. Gründe hierfür können Setzeffekte, eine ungleichmäßige Prüfstempelaufgabe in Folge der welligen Probenoberfläche oder ein partielles Versagen der Proben sein. Aus den Kraft-Weg-Kurven lässt sich die Biegespannung $\sigma_{B,max}$ mithilfe der maximalen Standardkraft F_{max} , der Stützweite L sowie der Probenbreite b und -höhe h nach Formel 5.2 berechnen. Die Bestimmung der Probenbreite und -höhe wird in Tabelle 5.1 beschrieben. Die Probenabmessungen befinden sich im Anhang in Tabelle 9.16 und Tabelle 9.17.

$$\sigma_{B,max} = \frac{3 \cdot F_{max} \cdot L}{2 \cdot b \cdot h^2} \quad (5.2)$$

Die Biegesteifigkeit wurde entsprechend der Norm über die Steigung der Spannungs-Dehnungskurve im elastischen Bereich berechnet. In einzelnen Fällen musste der in der Norm angegebene Auswertebereich an den Kurvenverlauf angepasst werden. Die einlagigen Proben zeigten ein Druckspannungsversagen durch mittiges Knicken. Bei den zweilagigen Proben trat wahlweise ein Versagen durch Druckspannung oder schubspannungsbedingte Delamination auf, siehe Abbildung 5.19.

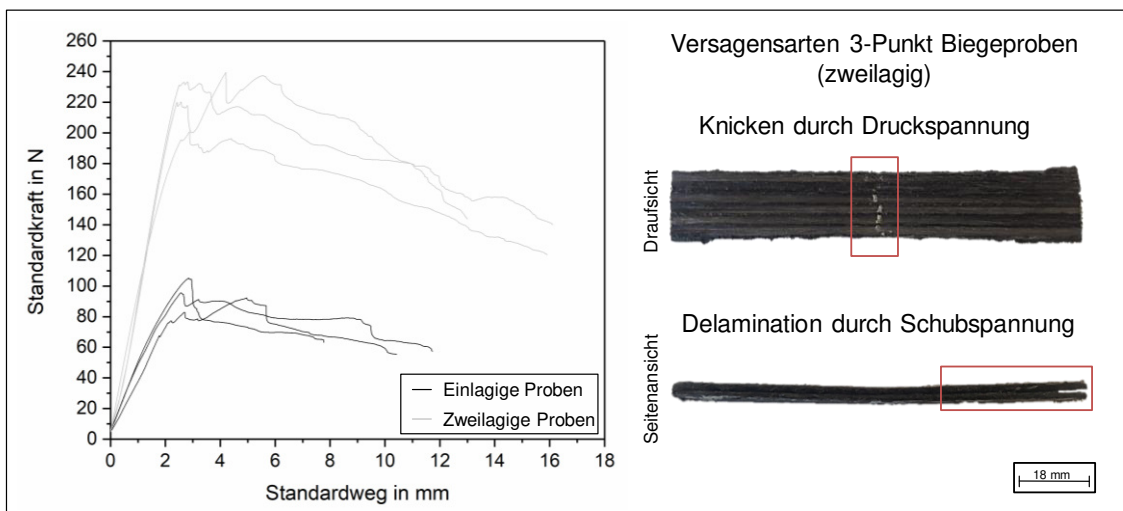


Abbildung 5.19: Links: Kraft-Weg-Diagramme aus 3-Punkt Biegeprüfungen ein- und zweilagiger Biegeproben mit der Faktorstufenkombination $T_D = 290 \text{ }^\circ\text{C}$, $v_F = 500 \text{ mm/min}$, $p_L = 1,5 \text{ bar}$, $d_Z = 1,7 \text{ mm}$, $T_A = 110 \text{ }^\circ\text{C}$; rechts: geprüfte Proben

Die Ergebnisse der 3-Punkt Biegeversuche sind in Abbildung 5.20 dargestellt. Jedes Diagramm zeigt die Ergebnisse einer Zielgröße. Die Balken kennzeichnen den Mittelwert der Ergebnisse mit jeweils derselben Faktorstufe getrennt für die ein- (hellgrau) und zweilagigen Proben (dunkelgrau). Die durchgezogenen Linien stellen die Mittelwerte über alle ein- bzw. zweilagigen Proben dar. Die Ergebnisse der Einzelversuche sind im Anhang in Tabelle 9.18 bis Tabelle 9.21 aufgeführt. Die Effekte der Faktoren auf die jeweilige Zielgröße sind getrennt für die ein- und zweilagigen Pro-

ben in Tabelle 5.10 dargestellt. Die Höhe des Effekts ist als Zahlenwert aufgeführt. Zusätzlich ist die Signifikanz der Effekte über das Farbschema angegeben. Die Pfeile zeigen an, in welche Richtung der jeweilige Faktor verändert werden muss, um eine Verbesserung der Zielgröße zu erreichen.

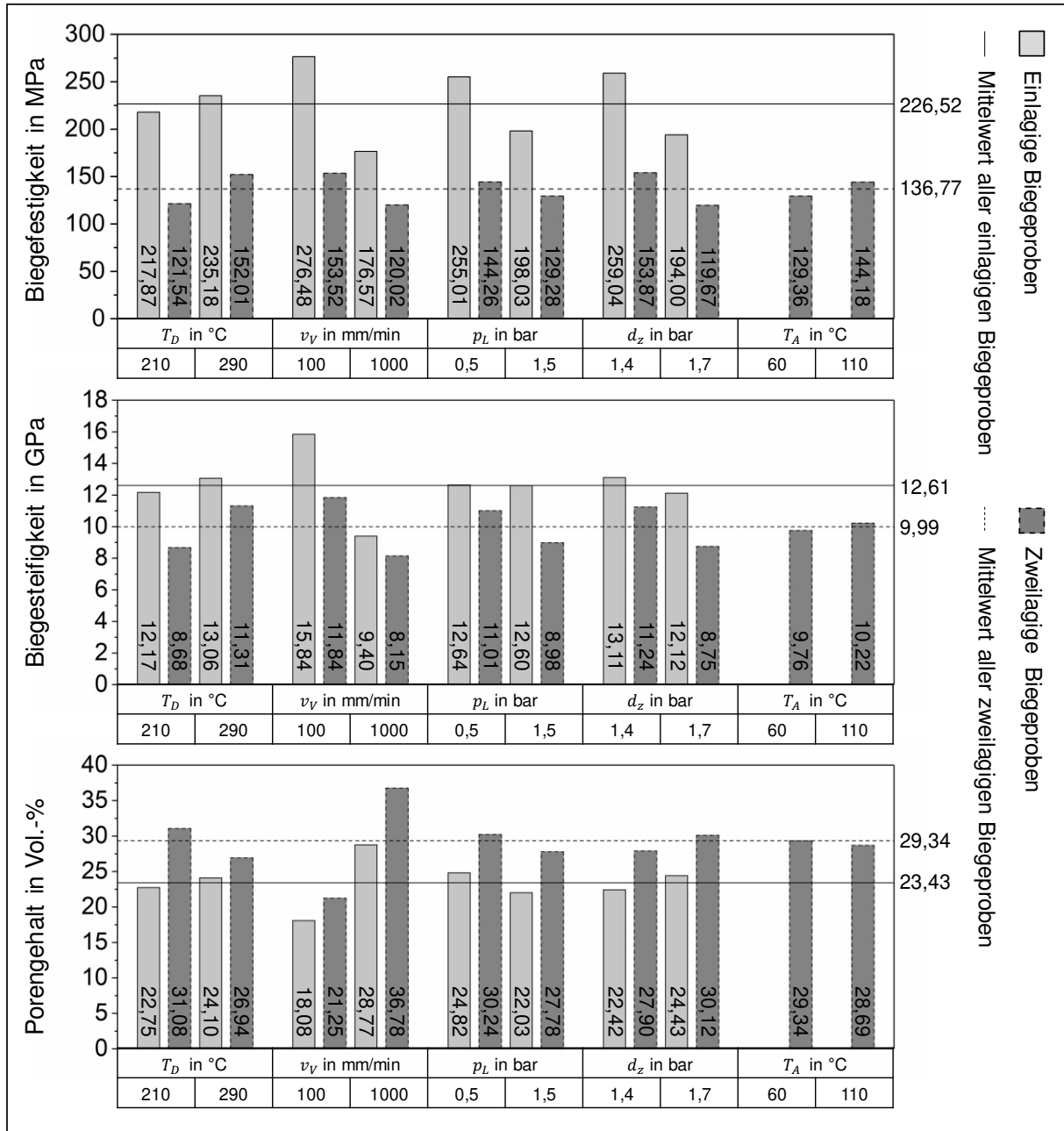


Abbildung 5.20: Ergebnisse der Versuche zur Strangverbindung auf dem Druckbett, für ein und zweilagige 3-Punkt Biegeproben; Angabe der Mittelwerte je Faktorstufe und über alle Versuche

Die Ergebnisse aus Abbildung 5.20 zeigen eine große Differenz der mechanischen Biegeeigenschaften zwischen den ein- und zweilagigen Proben. Die Biegefestigkeit der zweilagigen Proben liegt im Durchschnitt 40 %, die Biegesteifigkeit 20 % unterhalb der für einlagige Proben. Das lässt auf eine mangelnde Konsolidierung bei der

Verbindung der Stränge im Ablegeprozess und somit einen Schwachpunkt im Laminat schließen. Grund hierfür ist vermutlich der verfahrensbedingt geringe Prozessdruck, der bei der Ablage nur kurzzeitig über die Druckdüse appliziert werden kann.

Tabelle 5.10: Effekte der Steuergrößen auf Zielgrößen für die Untersuchung der Strangverbindung, aufgeteilt nach ein- und zweilagigen 3-Punkt Biegeproben

		T_D	v_V	p_L	d_Z	T_A
Einlagig	Biegefestigkeit in MPa	17,31	99,91 ↓	56,98 ↓	65,03 ↓	-
	Biegesteifigkeit in GPa	0,90	6,44 ↓	0,04	0,99	-
	Porengehalt in %	1,35	10,68 ↓	2,78 ↑	2,01	-
Zweilagig	Biegefestigkeit in MPa	32,12 ↑	35,48 ↓	15,14 ↓	34,05 ↓	15,31 ↑
	Biegesteifigkeit in GPa	2,61 ↑	3,60 ↓	2,10 ↓	2,42 ↓	0,46
	Porengehalt in %	4,15 ↑	15,53 ↓	2,46 ↑	2,23	0,65

Zahlenwert: Betrag des Effekts

Pfeil: Richtung des Faktorwerts, die zu einer Verbesserung der Zielgröße führt

Farbgebung: Signifikanz der Effekte

■ Höchst Signifikant ■ Signifikant ■ Indifferent ■ Kein Hinweis

Der Porengehalt liegt mit 23,43 Vol.-% und 29,34 Vol.-% für ein- bzw. zweilagige Proben sehr hoch. Bereits bei der Einzelstrangablage auf das Druckbett wurde ein Porengehalt von durchschnittlich knapp 20 Vol.-% festgestellt, der vor allem auf die Kühldüsenposition und die damit zusammenhängende Strangaufweitung zurückzuführen ist. Der in den meisten Fällen erhöhte Porengehalt der zweilagigen Proben ergibt sich darüber hinaus durch Zwischenspalte zwischen den abgelegten Strängen. Diese werden in Kapitel 2.2.2 als allgemeine Herausforderung FDM-basierter 3D-Druckverfahren beschrieben. In ausgeprägter Form sind die Zwischenspalte im oberen Schliffbild in Abbildung 5.21 zu sehen. Die in Abbildung 5.21 dargestellten Schliffbilder verdeutlichen zudem, dass für die zweilagigen Biegeproben kein direkter Zusammenhang zwischen dem Porengehalt und den mechanischen Biegeeigenschaften besteht. Der Vergleich des oberen mit dem mittleren Schliffbild zeigt, dass mit der Faktorstufenkombination oben trotz geringerem Porengehalt geringere mechanischen Biegeeigenschaften erreicht werden. Während jedoch im mittleren Schliffbild die Poren, verursacht durch Strangaufweitung, eher in den einzelnen Strängen zu finden sind, weist das obere Schliffbild vor allem Poren zwischen den Strängen auf. Das lässt auf eine schlechte Anbindung der Stränge schließen, die folglich zu einer Verringerung der Biegeeigenschaften führt. Das untere Schliffbild zeigt im Vergleich zum mittleren eine noch bessere Konsolidierung und damit verbunden auch bessere mechanische Eigenschaften.

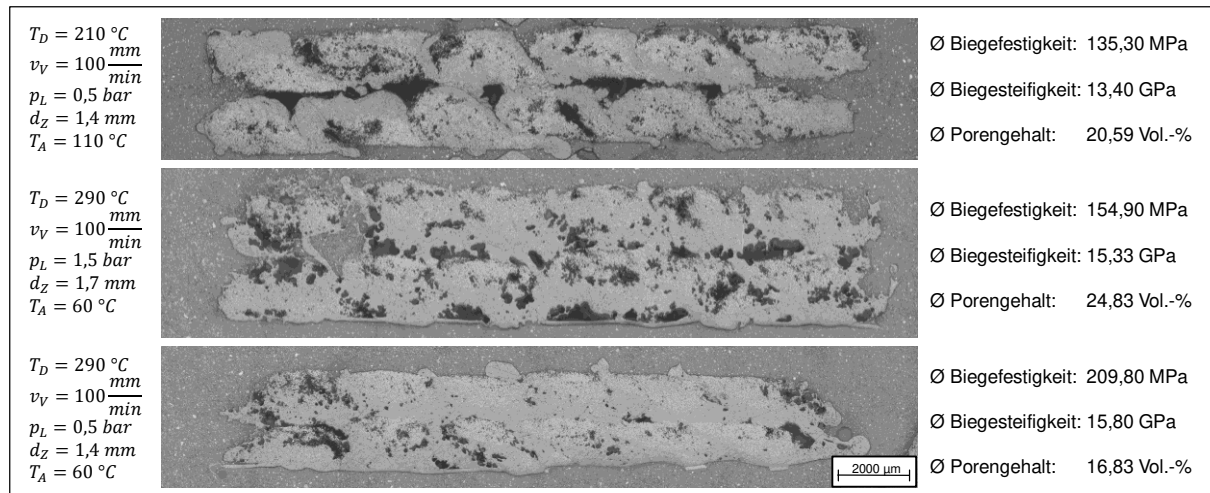


Abbildung 5.21: Ausgewählte Schlibfbilder des Querschnitts aus der Mitte zweilagiger Biegeproben, hergestellt mit unterschiedlichen Faktorstufenkombinationen

Das Ziel bei der Einstellung der Steuergrößen ist daher, einen Kompromiss aus Strangaufweitung und Strangverbindung zu finden, wie bspw. im unteren Schlibfbild aus Abbildung 5.21. Während die Strangaufweitung bereits in den vorangegangenen Kapiteln 5.3 und 5.4.1 analysiert wurde, gibt Tabelle 5.10 Hinweise zur Einflussnahme auf die Strangverbindung.

Im Stand der Technik, Kapitel 2.1.2, werden die Hintergründe zum Fügen thermoplastischer FKV beleuchtet. Demnach muss sich mindestens ein Fügepartner zum Zeitpunkt der Kontaktaufnahme im schmelzflüssigen Zustand befinden. Dabei führen vereinfacht eine hohe Temperatur und damit eine verringerte Schmelzviskosität, ein hoher Druck sowie eine lange Haltezeit zu besseren Fügeigenschaften. Dies deckt sich sehr gut mit den Ergebnissen aus Tabelle 5.10. Alle fünf Steuergrößen zeigen einen signifikanten bzw. hochsignifikanten Effekt auf die Biegefestigkeit der zweilagigen Biegeproben. Eine höhere Düsen- und Druckbetttemperatur sowie eine geringe Kühlung führen dabei zu einer erhöhten Temperatur in der Fügezone und folglich auch zu besseren Biegefestigkeiten. Ebenfalls verbessert sich die Biegefestigkeit für geringere v_V und d_Z , was einer Verlängerung der Haltezeit sowie einer Erhöhung des Fügedrucks entspricht. Für die Biegesteifigkeit der zweilagigen Proben zeigt sich mit Ausnahme von T_A , für das kein signifikanter Einfluss festgestellt werden konnte, ein ähnliches Bild. Der Porengehalt, der sich vor allem aus den Zwischenspalten sowie der Strangaufweitung ergibt, wird durch T_D und v_V beeinflusst. Bei den einlagigen Proben gibt es insgesamt deutlich weniger signifikante Einflüsse der Steuergrößen auf Biegefestigkeit, -steifigkeit und Porengehalt als für die zweilagigen Proben. Die sich überschneidenden Einflüsse gehen jedoch in dieselbe Richtung. Den größten

Einfluss auf die drei Zielgrößen besitzt v_V , dagegen hat T_D keinen Einfluss. Der Vergleich der ein- und zweilagigen Proben lässt damit auf einen großen Einfluss von T_D auf die Strangverbindung bzw. einen geringeren Einfluss von v_V schließen.

Die nach der Auswertung der Prozessparametereinflüsse optimale Faktorstufenkombination für die mechanischen Biegeeigenschaften, vergleiche Tabelle 5.10, befindet sich nicht unter den geprüften Varianten. Zur Validierung der Ergebnisse wurden daher 3 zweilagige Biegeproben mit der Faktorstufenkombination $T_D = 290\text{ °C}$, $v_V = 100\text{ mm/min}$, $p_L = 0,5\text{ bar}$, $d_z = 1,4\text{ mm}$, $T_A = 110\text{ °C}$ hergestellt und geprüft. Die gemittelte Biegespannung von 272,57 MPa liegt dabei um 30 % über dem höchsten Wert aus der durchgeführten Parameterstudie.

Um die erzielten mechanischen Kennwerte einordnen zu können, werden in Abbildung 5.22 die im FIFDM-Prozess erzielte Biegefestigkeit und -steifigkeit mehreren Referenzen gegenübergestellt:

- Kontinuierlich faserverstärkte GF-PA Proben, *MarkTwo*-Drucker [190]
- Biegeproben aus FTS-Halbzeug, hergestellt im Autoklav-Verfahren²⁶

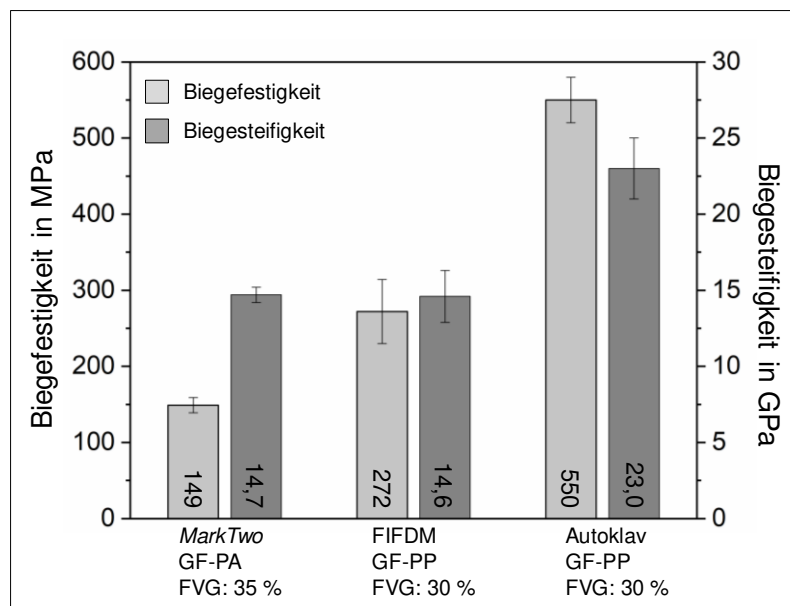


Abbildung 5.22: Vergleich der Biegeeigenschaften aus dem FIFDM Prozess mit verschiedenen Referenzen

Gegenüber kontinuierlich verstärkten Proben eines *MarkTwo*-Druckers könnte die Biegefestigkeit bei gleicher Biegesteifigkeit um ca. 80 % gesteigert werden. Aufgrund vor allem des geringen Prozessdrucks und dessen Wirkdauer liegen die FIFDM-Werte allerdings deutlich unter dem maximalen Benchmark der Autoklavproben.

²⁶ Temperatur: 200 °C; Druck: 24 bar; Haltezeit: 2 h

Fazit: Im Rahmen der experimentellen Prozessanalyse wurde getrennt voneinander die Extrusion, die Einzelstrangablage auf das Druckbett und in den Raum sowie die Strangverbindung mittels 3-Punkt Biegeversuchen untersucht. Für einen umfassenden Prozessüberblick wurde der Einfluss der Steuergrößen Düsentemperatur, Förder- bzw. Verfahrgeschwindigkeit, Druckluft der Kühleinheit, Düsenabstand und Druckbetttemperatur auf verschiedene Zielgrößen zur Prozessstabilität, Maßhaltigkeit und Werkstoffqualität betrachtet. Tabelle 5.11 fasst die Ergebnisse zusammen.

Tabelle 5.11: Zusammenfassung - Ergebnisse der experimentellen Prozessanalyse

Zielgrößen		Prozessstabilität				Maßhaltigkeit				Porengehalt				Faserverteilung				Stranganbindung				
		T_D	v_F	p_L	d_Z	T_D	v_F	p_L	d_Z	T_D	v_F	p_L	d_Z	T_A	T_D	v_F	p_L	d_Z	T_A			
Extrusion		↑	-	-		↓	-	↑		↓	-	↑		↓	-	↑						
Ablage	Einzel Bett					↓	↓	-	↑	↓	↓	-	↑		↑	-	↓	↑				
	Einzel Raum					-	↑	↑		↓	-	↑			↑	-	↑					
	Verbindung Bett									↑	↓	-	-	-					↑	↓	↑	↓

- Keine Betrachtung möglich bzw. nicht betrachtet
- ↑↓ Richtung des Parameters mit dem das Kriterium verbessert werden kann
- Geringer bis kein Einfluss

Aus der Zusammenfassung wird deutlich, dass der Einfluss der Steuergrößen stark von der Zielgröße und dem untersuchten Prozessszenario abhängt. So ist bspw. bei der Extrusion für die Prozessstabilität eine hohe T_D , für alle weiteren Zielgrößen jedoch eine niedrige T_D vorteilhaft. Ebenso ist bei der Einzelstrangablage aufgrund der Strangaufweitung eine niedrige T_D zu bevorzugen, für eine Verbesserung der Strangverbindung jedoch eine höhere T_D erforderlich. Gerade die Strangaufweitung und die mangelnde Strangverbindung aufgrund des geringen Prozessdrucks stellen Herausforderungen dar. Daher muss im Prozess für die Einstellung der Steuergrößen ein Kompromiss zwischen den verschiedenen Zielgrößen und Ablegeszenarien gefunden oder aber eine intelligente Prozessregelung entwickelt werden, die die Steuergrößen an die jeweiligen Prozessbedingungen anpasst. Darüber hinaus konnten Faserverschiebungseffekte bei der Strangumformung festgestellt werden, die sich auf die Weglängendifferenzen der kaum dehnbaren Verstärkungsfasern zurückführen lassen. Zur Verringerung der Strangverformungen sowie für eine effektivere Kühlung wäre es dabei hilfreich, wenn Extrusions- und Ablegerichtung möglichst gut übereinstimmen. Die notwendigen Freiheitsgrade für die Extrusionseinheit könnten bspw. über einen Industrieroboter realisiert werden.

6 Prozesspotential und -optimierungen

Der FIFDM-Prozess ermöglicht die dreidimensionale, positions- und richtungsvariable Ablage kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaststränge zur Realisierung einer individuellen und lastgerechten Faserverstärkung. Für den vollständig automatisierbaren Prozess ist kein bauteilspezifisches Werkzeug notwendig. In Tabelle 6.1 wird der aktuelle FIFDM-Stand dem Lastenheft aus Tabelle 3.1 gegenübergestellt.

Tabelle 6.1: Vergleich aktueller FIFDM-Stand und Prozesslastenheft

Prozessanforderungen		FIFDM-Prozess
Verstärkungsfasern	Faserlänge: kontinuierlich	Ja
	Faserorientierung: 3D	Ja
	Faservolumengehalt: > 20 Vol.-%	FTS-Halbzeug: ca. 30 Vol.-% Laminat abhängig von Poren: 20 Vol.-%
Laminat	Fehlstellen: < 20 Vol.-%	Extrudierter Strang bis zu: < 2 Vol.-% Laminat bis zu: 15 Vol.-%
	Faserverteilung: möglichst homogen	Abhängig von Halbzeug erreichbar
Effizienz	Vollständig automatisierbar	Ja
	Massenausbringung: 0,1 kg/h	FIFDM aktuell: 0,2 kg/h und weiteres Steigerungspotential
	Materialabfälle: < 1 %	Ja, kein Materialverschnitt
Flexibilität	Werkzeuglose Fertigung	Ja
	Geometriefreiheit: 3D	Ja, erweitert durch 3D-Ablage
	Große Materialauswahl	Theoretisch gegeben, Anpassungen an Extrusionseinheit für hohe T_s erforderlich
Zuverlässigkeit	Prozessstabilität: > 95 % verfügbar	Aktuell eingeschränkt: Fördereinheit
	Positioniergenauigkeit: +/- 0,1 mm	Ja

Durch die kontinuierliche Faserverstärkung sowie die 3D-Ablage in den Raum erweitert der FIFDM-Prozess den aktuellen Stand von 3D-Druckprozessen und eröffnet darüber hinaus neue Möglichkeiten bei der Fertigung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste. Technologische Herausforderungen bzw. Einschränkungen für die Anwendung ergeben sich für den FIFDM-Prozess vor allem durch die erreichbare Oberflächengüte, die in dieser Arbeit nicht betrachtet wurde, die vergleichsweise geringe Ausbringungsmenge sowie die erreichbare Konsolidierung des FKV. Die Konsolidierung wird dabei vor allem von der Strangaufweitung, den Zwischenspalten und der mangelnden Verbindung benachbarter Stränge negativ beeinflusst. Die Optimierung der Konsolidierung bspw. über einen rechteckigen Extrusionsquerschnitt oder über eine Konsolidierungsrolle ist zwar denkbar, hat allerdings eine Einschränkung der Gestaltungsfreiheit zur Folge. Gerade Anwendungen für kontinuierliche, gerichtete Faserverstärkungen tolerieren i. d. R. jedoch keine hohen Porengehalte oder mechanische Schwachstellen im Laminat.

Eine weitere Anwendungsmöglichkeit für den FIFDM-Prozess könnte sich daher aus hybriden Verfahrenskombinationen ergeben. So könnten bspw. im FIFDM-Prozess lastgerechte und individualisierte 3D-Verstärkungsgerüste mit kontinuierlicher Faserverstärkung als Einleger für Moulding-Prozesse wie den Spritzgussprozess hergestellt werden. Zwar würde dadurch der Vorteil der werkzeuglosen Fertigung verloren gehen, gleichzeitig jedoch auch unregelmäßige Oberflächen und eine unvollständige Konsolidierung teilweise durch den Folgeprozessschritt ausgeglichen werden. Eine solche Verfahrenskombination würde zudem die Ausbringmenge durch einen entsprechend hochvolumigen Folgeprozess deutlich erhöhen. Die in dieser Arbeit und darüber hinaus gesammelten Erkenntnisse zum FIFDM-Prozess haben zu einigen Ideen bezüglich der weiteren Prozessoptimierung geführt, siehe Tabelle 6.2.

Tabelle 6.2: Vorschläge für eine Optimierung des FIFDM-Prozesses

	Prozess- / Anlagenoptimierungen
Automatisierung	<ul style="list-style-type: none"> • Aufgrund der kontinuierlichen Fasern ist für eine diskontinuierliche Ablage eine Schneideinheit erforderlich. Dabei sollte die Störkontur nahe des Ablegepunkts minimiert werden. Beim Schneiden vor der Extrusionsdüse kann die Qualität des Strangendes beeinträchtigt sowie Zugkräfte auf die bereits abgelegte Struktur ausgeübt werden. • Einbinden aller Anlagenkomponenten in Steuerungssoftware.
Materialausbringung	<ul style="list-style-type: none"> • Durch eine Vorheizstrecke für den FTS vor der Extrusionsdüse kann der Wärmeeintrag in den FTS maximiert werden. Es muss jedoch darauf geachtet werden, dass der FTS für die Förderung über eine ausreichende Stabilität verfügt.
Prozessstabilität	<ul style="list-style-type: none"> • Durch eine Fördereinheit mit zwei angetriebenen Rollen sowie entsprechenden Rollenprofilen und stärkerem Anpressdruck lässt sich der Schlupf in der Fördereinheit verringern. • Durch eine Beheizung des Bauraums könnte die Strangverbindung verbessert sowie Verzug entgegengewirkt werden.
Steuerung	<ul style="list-style-type: none"> • Über eine intelligente Prozesssteuerung könnten die Steuergrößen an die jeweiligen Ablegeszenarien angepasst werden. • Zur Generierung eines Maschinencodes aus einem CAD-Modell muss ein entsprechendes Slicing-Programm entwickelt werden, das die dreidimensionale Ablage sowie eine lastgerechte Faserorientierung berücksichtigt.
Gestaltungsfreiheit	<ul style="list-style-type: none"> • Zur Maximierung der Gestaltungsfreiheit ist eine Neigung der Extrusionseinheit sowie eine geringe Störkontur am Ablegepunkt erforderlich. Am besten lässt sich das über die Applizierung der Extrusionseinheit an einen Knickarmroboter realisieren.
FTS-Halbzeug	<ul style="list-style-type: none"> • Eine homogenere Außenkontur sowie ein geringerer Porengehalt würde sich vermutlich positiv auf Prozessstabilität und Extrusionsqualität auswirken. • Weitere Materialoptimierungen sind denkbar: <ul style="list-style-type: none"> ○ Schnelle Aufheizung: Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit über Nanopartikel ○ Twisten der Verstärkungsfasern für eine gleichmäßige Weglänge der Fasern bei Umlenkungen ○ Matrixreiche Hülle zum Schutz der Fasern, Verringerung der Reibung mit der Düseninnenwand und ggf. eine bessere Strangverbindung

7 Zusammenfassung

Ziel der Arbeit war die Entwicklung eines additiven 3D-Druckverfahrens für Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV). Hierdurch soll das Anwendungsspektrum des 3D-Drucks von Kunststoffen vergrößert und gleichzeitig eine effiziente sowie flexible Fertigung komplexer FKV-Strukturen ermöglicht werden.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ausgehend vom Stand der Technik zu FKV und dem 3D-Drucken von Kunststoffen ein Prozesskonzept erstellt. Zur Maximierung der Verstärkungswirkung der Fasern sollen diese kontinuierlich sowie positions- und richtungsvariabel in alle Raumrichtungen abgelegt werden können. Die Prozessentwicklung erfolgt auf Basis etablierter 3D-Druck-Extrusionsverfahren zur Verarbeitung thermoplastischer Kunststoffe. Gegenüber anderen 3D-Druck-Verfahren bieten Extrusionsverfahren aufgrund der strangförmigen Verarbeitung die automatisierte und flexible Integration der kontinuierlichen Verstärkungsfasern in den Prozess. Hierzu sollen bereits imprägnierte Halbzeuge in Form von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplaststrängen (FTS) im 3D-Druck-Prozess verarbeitet werden. Diese bieten den Vorteil, den zeit- und druckintensiven Imprägnierschritt effizient in eine entsprechend optimierte Halbzeugherstellung auszulagern. Zur Realisierung der freien Faserorientierung muss der bei klassischen 3D-Druck-Verfahren übliche schichtweise Aufbau von Volumenelementen durch eine dreidimensionale Ablage in alle Raumrichtungen erweitert werden. Dies erfolgt über eine Steuerung der FTS-Temperatur nach Verlassen der Düse mittels einer aktiven Kühlung. Der neuartige 3D-Druck-Prozess erhält den Namen Fiber Integrated Fused Deposition Modeling, kurz FIFDM.

Um die Qualität der kontinuierlich faserverstärkten Thermoplaststränge (FTS) vergleichen und quantifizieren zu können, wurde ein Qualitätsanalyseverfahren (QTS) entwickelt. Dabei werden insgesamt 20 Qualitätskriterien definiert und Methoden zu deren Quantifizierung aufgestellt. Die Qualitätskriterien können zu einem Qualitätsindex verrechnet und dabei abhängig von der geforderten Anwendung gewichtet werden. Mithilfe des QTS wurde ein geeignetes Halbzeug für die Prozessentwicklung ausgewählt und charakterisiert. Dabei handelt es sich um einen Polypropylen-Strang mit kontinuierlicher Glasfaserverstärkung und einem Durchmesser von 1,9 mm.

Basierend auf dem Prozesskonzept und der Materialauswahl wurde eine FIFDM-Prototypenanlage entwickelt und aufgebaut, die eine dreidimensionale Ablage kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaststränge ermöglicht. Der Fokus lag dabei auf

der Extrusions- inklusive Kühleinheit. Die Prototypenanlage erlaubt eine experimentelle Prozessanalyse sowie Potentialabschätzung.

Mithilfe einer entwickelten thermischen FE-Simulation des Extrusionsprozesses kann das theoretische FTS-Temperaturprofil über den Prozessverlauf bestimmt werden. Thermische Zielgrößen beim FIFDM-Prozess sind vor allem die Temperatur des FTS bei Düsenaustritt sowie die Dauer der Abkühlung unter Schmelztemperatur nach Verlassen der Düse. Die Abkühldauer ist vor allem für die Eigensteifigkeit bei der 3D-Ablage in den Raum entscheidend. Es wurde daher ein Kriterium definiert, mit dem sich die sogenannte kritische Erstarrungslänge quantifizieren lässt.

Für einen umfassenden Prozessüberblick wurde eine experimentelle Prozessanalyse durchgeführt zur Identifikation des Einflusses relevanter Prozessparameter wie Düsentemperatur, Fördergeschwindigkeit, Kühlrate, Düsenabstand und Druckbetttemperatur auf verschiedene Zielgrößen der Prozessstabilität, Maßhaltigkeit und Werkstoffqualität. Hierfür wurde getrennt voneinander die Extrusion, die Einzelstrangablage auf das Druckbett und in den freien Raum sowie mittels 3-Punkt Biegeversuchen die Strangverbindung untersucht. Es wird deutlich, dass der Einfluss der Prozessparameter stark von der Zielgröße und dem Ablegeszenario abhängt. Daher muss im Prozess für die Einstellung der Steuergrößen ein Kompromiss zwischen den verschiedenen Zielgrößen und Ablegeszenarien gefunden oder aber eine intelligente Prozessregelung entwickelt werden, die die Steuergrößen an die jeweiligen Prozessbedingungen anpasst. Herausforderungen stellen zudem die Strangaufweitung und die mangelnde Strangverbindung aufgrund des geringen Prozessdrucks dar.

Basierend auf den Erkenntnissen aus dieser Arbeit sollte in einem weiteren Schritt ein auf den FIFDM-Prozess maßgeschneidertes Halbzeug entwickelt werden. Als Werkzeug für diese Entwicklung kann der Qualitätsanalyseprozess QTS dienen. Die Effektivität und Robustheit des QTS sollte darüber hinaus in weiteren Untersuchungen verifiziert werden. Ebenfalls sollte eine FIFDM-Anlage aufgebaut werden, die die Freiheitsgrade der Extrusions- und Kühleinheit vergrößert, die Robustheit der Förderereinheit erhöht sowie vollständig automatisiert ist. Mit dieser Anlage sollten Optima der relevanten Prozessparamatereinflüsse identifiziert und daraus eine intelligente Prozesssteuerung entwickelt werden. Hierzu könnte die thermische Simulation um das Ablegen der extrudierten FTS erweitert werden. Zudem ist die Entwicklung einer Bahngenerierungssoftware für die dreidimensionale Strangablage erforderlich.

8 Literaturverzeichnis

- [1] M. Neitzel, P. Mitschang und U. Breuer: "Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung", 2. Aufl., München: Carl Hanser Fachbuchverlag, 2014, ISBN: 978-3-446-43696-1.
- [2] F. Henning und E. Moeller: "Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung", München: Hanser, 2011, ISBN: 978-3-446-42267-4.
- [3] AVK–Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V.: "Handbuch Faserverbundkunststoffe/Composites: Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen", 4. Aufl., Wiesbaden: Springer Vieweg, 2014, ISBN: 978-3-658-02754-4.
- [4] R. vor dem Esche: "Benefits of Flywheels for Short Term Grid Stabilisation", Stornetic GmbH, Jul. 2017.
- [5] R. Lässig, M. Eisenhut, A. Mathias, R. T. Schulte, F. Peters, T. Kühmann, T. Waldmann und W. Begemann: "Serienproduktion von hochfesten Faserverbundbauteilen: Perspektiven für den deutschen Maschinen- und Anlagenbau", Studie, VDMA, 2012.
- [6] A. Gebhardt und J.-S. Hötter: "Additive manufacturing: 3D printing for prototyping and manufacturing", München, Cincinnati: Hanser Publications, 2016, ISBN: 9781569905821.
- [7] German RepRap GmbH: "German RepRap". Verfügbar unter: <https://www.germanreprap.com> (20.01.2019).
- [8] "2019 Additive Manufacturing Market Outlook and Summary of Opportunities, SmarTech Analysis", SmarTech Markets Publishing, 2018.
- [9] A. Müller und S. Karevska: "How will 3D printing make your company the strongest link in the value chain study, EY's Global 3D printing Report 2016", Ernst & Young, Apr. 2016.
- [10] Games Slayter: "Two-Phase Materials", *Scientific American, a division of Nature America, Inc.*, Nr. 206, S. 124–135, 1962.
- [11] A. A. Griffith: "The Phenomena of Rupture and Flow in Solids", *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*, Nr. 221, S. 163–198, 1921.
- [12] G. W. Ehrenstein: "Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften", 2. Aufl., München: Carl Hanser Verlag, 2006, ISBN: 3-446-22716-4.
- [13] H. Schürmann: "Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden", 2. Aufl., Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2007, ISBN: 978-3-540-72189-5.
- [14] E. Hornbogen, G. Eggeler und E. Werner, Hg.: "Werkstoffe: Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen", 10. Aufl., Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2012.
- [15] F. Henninger, L. Ye und K. Friedrich: "Deconsolidation behaviour of glass fibre-polyamide 12 composite sheet material during post-processing", *Plastics rubber and composites processing and applications*, 27. Jg., S. 287–292, 1998.
- [16] S. Deng und L. Ye: "Influence of Fiber-Matrix Adhesion on Mechanical Properties of Graphite/Epoxy Composites: II. Interlaminar Fracture and Inplane Shear Behavior", *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 18. Jg., Nr. 11, S. 1041–1057, 1999.
- [17] J. L. Thomason: "The interface region in glass fibre-reinforced epoxy resin composites: 1. Sample preparation, void content and interfacial strength", *Composites*, 26. Jg., Nr. 7, S. 467–475, 1995.
- [18] P.-O. Hagstrand, F. Bonjour und J.-A. E. Månson: "The influence of void content on the structural flexural performance of unidirectional glass fibre reinforced

- polypropylene composites", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 36. Jg., Nr. 5, S. 705–714, 2005, DOI: 10.1016/j.compositesa.2004.03.007.
- [19] F. Schmidt: "Defekteinflüsse bei Faser-Kunststoff-Verbunden unter multiaxialer Belastung", *CFF- Forschungsbericht, TU Braunschweig - Campus Forschungsflughafen*, 2013.
- [20] P. P. Parlevliet, H. E. N. Bersee und A. Beukers: "Residual stresses in thermoplastic composites - A study of the literature - Part I: Formation of residual stresses", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 37. Jg., Nr. 11, S. 1847–1857, 2006, DOI: 10.1016/j.compositesa.2005.12.025.
- [21] P. P. Parlevliet, H. E. N. Bersee und A. Beukers: "Residual stresses in thermoplastic composites – A study of the literature. Part III: Effects of thermal residual stresses", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38. Jg., Nr. 6, S. 1581–1596, 2007, DOI: 10.1016/j.compositesa.2006.12.005.
- [22] P. P. Parlevliet, H. E. N. Bersee und A. Beukers: "Residual stresses in thermoplastic composites - A study of the literature - Part II: Experimental techniques", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38. Jg., Nr. 3, S. 651–665, 2007, DOI: 10.1016/j.compositesa.2006.07.002.
- [23] J. A. Nairn und P. Zoller: "Matrix solidification and the resulting residual thermal stresses in composites", *J Mater Sci*, 20. Jg., Nr. 1, S. 355–367, 1985, DOI: 10.1007/BF00555929.
- [24] J. A. Barnes und G. E. Byerly: "The formation of residual stresses in laminated thermoplastic composites", *Composites Science and Technology*, 51. Jg., Nr. 4, S. 479–494, 1994, DOI: 10.1016/0266-3538(94)90081-7.
- [25] F. O. Sonmez, H. T. Hahn und M. Akbulut: "Analysis of Process-Induced Residual Stresses in Tape Placement", *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 15. Jg., Nr. 6, S. 525–544, 2016, DOI: 10.1177/0892705702015006207.
- [26] M. M. Domb und J. S. Hansen: "The Effect of Cooling Rate on Free-Edge Stress Development in Semi-Crystalline Thermoplastic Laminates", *Journal of Composite Materials*, 32. Jg., Nr. 4, 1998.
- [27] E. Witten und A. Schuster: "Der Composites-Markt Europa: Marktentwicklungen, Herausforderungen und Chancen: Marktentwicklungen, Trends, Ausblicke und Herausforderungen", Sep. 2017.
- [28] P. H. Selden: "Glasfaserverstärkte Kunststoffe", Berlin, Heidelberg: Springer, 1967, ISBN: 978-3-642-86867-2.
- [29] M. Flemming, G. Ziegmann und S. Roth: "Faserverbundbauweisen: Fasern und Matrices", Berlin: Springer, 1995, ISBN: 3-540-58645-8.
- [30] H. Domininghaus, P. Elsner, P. Eyerer und T. Hirth, Hg.: "Kunststoffe: Eigenschaften und Anwendungen", 8. Aufl., Berlin, Heidelberg: Springer, 2012.
- [31] J. Karger-Kocsis, Hg.: "Polypropylene: An A - Z reference", Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1999.
- [32] E. Roos und K. Maile: "Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung", 5. Aufl., Berlin: Springer Vieweg, 2015, ISBN: 978-3-642-54989-2.
- [33] W. Weißbach, M. Dahms und C. Jaroschek, Hg.: "Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung", 19. Aufl., Wiesbaden: Springer Vieweg, 2015.
- [34] M. Flemming, G. Ziegmann und S. Roth: "Faserverbundbauweisen: Halbzeuge und Bauweisen", Berlin, Heidelberg: Springer, 1996, ISBN: 9783642614323.
- [35] I. Y. Chang und J. K. Lees: "Recent Development in Thermoplastic Composites: A Review of Matrix Systems and Processing Methods", *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 1. Jg., S. 277–296, 1988.

- [36] G. Jung, P. Mitschang und C. Park: "New GMT material suitable for various polymers and high glass fibre content", *Plastics, Rubber and Composites*, 44. Jg., Nr. 3, S. 117–122, 2015, DOI: 10.1179/1743289814Y.0000000109.
- [37] H. Potente: "Fügen von Kunststoffen: Grundlagen, Verfahren, Anwendung; mit 31 Tabellen", München: Hanser, 2004, ISBN: 3-446-22755-6.
- [38] R. P. Wool: "Polymer interfaces: Structure and strength", München: Hanser, 1995, ISBN: 3-446-16140-6.
- [39] C. Ageorges und L. Ye: "Fusion bonding of polymer composites: from basic mechanisms to process optimisation", London: Springer, 2002, ISBN: 1-85233-429-0.
- [40] R. P. Wool und K. M. O'Connor: "A theory crack healing in polymers", *Journal of Applied Physics*, 52. Jg., Nr. 10, S. 5953–5963, 1981, DOI: 10.1063/1.328526.
- [41] M. A. Khan, P. Mitschang und R. Schledjewski: "Identification of some optimal parameters to achieve higher laminate quality through tape placement process", *Adv. Polym. Technol.*, 29. Jg., Nr. 2, S. 98–111, 2010, DOI: 10.1002/adv.20177.
- [42] D. A. Grewell und C. Bonten, Hg.: "Plastics and composites welding handbook", München: Hanser, 2003.
- [43] L. Ye, Z.-R. Chen, M. Lu und M. Hou: "De-consolidation and re-consolidation in CF/PPS thermoplastic matrix composites", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 36. Jg., Nr. 7, S. 915–922, 2005, DOI: 10.1016/j.compositesa.2004.12.006.
- [44] J. Wolfrath, V. Michaud und J.-A. E. Månson: "Deconsolidation in glass mat thermoplastic composites: Analysis of the mechanisms", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 36. Jg., Nr. 12, S. 1608–1616, 2005, DOI: 10.1016/j.compositesa.2005.04.001.
- [45] M. Brzeski und P. Mitschang: "Deconsolidation and Its Interdependent Mechanisms of Fibre Reinforced Polypropylene", *Polymers and Polymer Composites*, 23. Jg., Nr. 8, S. 515–524, 2015, DOI: 10.1177/096739111502300801.
- [46] S. Ranganathan, S. G. Advanie und M. A. Lamontia: "A Non-Isothermal Process Model for Consolidation and Void Reduction during In-Situ Tow Placement of Thermoplastic Composites", *Journal of Composite Materials*, 29. Jg., Nr. 8, S. 1040–1062, 1995.
- [47] M. A. Khan, P. Mitschang und R. Schledjewski: "Tracing the Void Content Development and Identification of its Effecting Parameters during in Situ Consolidation of Thermoplastic Tape Material", *Polymers and Polymer Composites*, 18. Jg., Nr. 1, S. 1–15, 2018, DOI: 10.1177/096739111001800101.
- [48] R. Pitchumani, S. Ranganathan, R. C. Don, J. W. Gillespie Jr und M. A. Lamontia: "Analysis of transport phenomena governing interfacial bonding and void dynamics during thermoplastic tow-placement", *International Journal of Heat Mass Transfer*, 39. Jg., Nr. 9, S. 1883–1897, 1996.
- [49] VDI-Gesellschaft Verfahrenstechnik und Chemieingenieurwesen, Hg.: "VDI-Wärmeatlas: Mit 320 Tabellen", 11. Aufl., Berlin: Springer Vieweg, 2013.
- [50] H. D. Baehr und K. Stephan: "Wärme- und Stoffübertragung", 8. Aufl., Berlin, Heidelberg: Springer, 2013, ISBN: 978-3-642-36558-4.
- [51] P. Böckh und T. Wetzel: "Wärmeübertragung: Grundlagen und Praxis", 5. Aufl., Berlin, Heidelberg: Springer, 2014, ISBN: 978-3-642-37731-0.
- [52] J.B.J. Fourier: "Théorie analytique de la chaleur", 1822.
- [53] H. Oertel, M. Böhle und T. Reviol: "Strömungsmechanik: Grundlagen - Grundgleichungen - Lösungsmethoden - Softwarebeispiele", 6. Aufl., Wiesbaden: Vieweg + Teubner Verlag, 2011, ISBN: 978-3-8348-1397-8.

- [54] H. E. Siekmann und P. U. Thamsen, Hg.: "Strömungslehre für den Maschinenbau", Berlin, Heidelberg: Springer, 2009.
- [55] A. J. Smiley und R. B. Pipes: "Analysis of the Diaphragm Forming of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastics", *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 1. Jg., Nr. 4, S. 298–321, 1988, DOI: 10.1177/089270578800100401.
- [56] J. A. Barnes und F. N. Cogswell: "Transverse flow processes in continuous fibre-reinforced thermoplastic composites", *Composites*, 20. Jg., Nr. 1, S. 38–42, 1989, DOI: 10.1016/0010-4361(89)90680-0.
- [57] F. N. Cogswell: "The experience of thermoplastic structural composites during processing", *Composites Manufacturing*, 2. Jg., S. 208–216, 1991, DOI: 10.1016/0956-7143(91)90142-4.
- [58] C. M. O'Brádaigh, R. B. Pipes und P. J. Mallon: "Issues in diaphragm forming of continuous fiber reinforced thermoplastic composites", *Polym Compos*, 12. Jg., Nr. 4, S. 246–256, 1991, DOI: 10.1002/pc.750120406.
- [59] P. Hubert und A. Poursartip: "Aspects of the Compaction of Composite Angle Laminates: An Experimental Investigation", *Journal of Composite Materials*, 35. Jg., Nr. 1, S. 2–26, 2001, DOI: 10.1106/X8D7-PR9V-U6F2-0JEK.
- [60] P. Causse, E. Ruiz und F. Trochu: "Consolidation of Curved Composite Parts Manufactured by Flexible Injection", The 9th International Conference on Flow Processes in Composite Materials, Montréal (Québec), Canada, Jul. 2008.
- [61] R. vor dem Esche: "Herstellung langfaserverstärkter Thermoplastbauteile unter Zuhilfenahme von Hochleistungslasern als Wärmequelle", Aachen: Shaker Verlag, 2001.
- [62] G. Beresheim: "Thermoplast-Tapelegen: Ganzheitliche Prozessanalyse und -entwicklung", Kaiserslautern: IVW-Schriftenreihe, Band 32, 2002, ISBN: 3-934930-28-X.
- [63] M. Bonnet: "Kunststofftechnik: Grundlagen, Verarbeitung, Werkstoffauswahl und Fallbeispiele", 2. Aufl., Wiesbaden: Springer Vieweg, 2014, ISBN: 978-3-658-03138-1.
- [64] A. Limper, Hg.: "Verfahrenstechnik der Thermoplastextrusion", München: Hanser, 2013.
- [65] S. Wiedmer: "Zur Pultrusion von thermoplastischen Halbzeugen: Prozessanalyse und Modellbildung", Kaiserslautern: IVW-Schriftenreihe, Band 66, 2006, ISBN: 3-934930-62-X.
- [66] V. Kerbiriou: "Imprägnieren und Pultrusion von thermoplastischen Verbundprofilen", Düsseldorf: VDI-Verl., 1997, ISBN: 3-18-349605-4.
- [67] B. T. Åström: "Development and application of a process model for thermoplastic pultrusion", *Composites Manufacturing*, 3. Jg., Nr. 3, S. 189–197, 1992, DOI: 10.1016/0956-7143(92)90082-6.
- [68] P. J. Novo, J. F. Silva, J. P. Nunes und A. T. Marques: "Pultrusion of fibre reinforced thermoplastic pre-impregnated materials", *Composites Part B: Engineering*, 89. Jg., S. 328–339, 2016, DOI: 10.1016/j.compositesb.2015.12.026.
- [69] S. Richardson: "The die swell phenomenon", *Rheol Acta*, 9. Jg., Nr. 2, S. 193–199, 1970, DOI: 10.1007/BF01973479.
- [70] W.-Y. Chiu und G.-D. Shyu: "The study on die swell, fiber length distribution, and crystallinity of PP composite through extrusion", *J. Appl. Polym. Sci.*, 34. Jg., Nr. 4, S. 1493–1501, 1987, DOI: 10.1002/app.1987.070340413.
- [71] C. Tzoganakis, J. Vlachopoulos, A. E. Hamielec und D. M. Shinozaki: "Effect of molecular weight distribution on the rheological and mechanical properties of polypropylene", *Polym. Eng. Sci.*, 29. Jg., Nr. 6, S. 390–396, 1989, DOI: 10.1002/pen.760290607.

- [72] J. Z. Liang: "Effects of extrusion conditions on die-swell behavior of polypropylene/diatomite composite melts", *Polymer Testing*, 27. Jg., Nr. 8, S. 936–940, 2008, DOI: 10.1016/j.polymertesting.2008.08.001.
- [73] C. N. Madu: "Handbook of Total Quality Management", Boston: Springer US, 1998, ISBN: 978-1-4615-5281-9.
- [74] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkungsprodukte - Spezifikation für Textilglasmatten (Glasseiden- und Endlosmatten) Teil 1: Bezeichnung; Deutsche Fassung EN 14118-1:2003", DIN EN 14118-1, 2003.
- [75] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkungsprodukte - Spezifikation für Textilglasmatten (Glasseiden- und Endlosmatten) - Teil 2: Prüfverfahren und allgemeine Anforderungen; Deutsche Fassung EN 14118-2:2003", DIN EN 14118-2, 2003.
- [76] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkungsprodukte - Spezifikation für Textilglasmatten (Glasseiden- und Endlosmatten) - Teil 3: Besondere Anforderungen; Deutsche Fassung EN 14118-3:2003", DIN EN 14118-3, 2003.
- [77] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkung - Spezifikationen für Gewebe - Teil 1: Bezeichnung; Deutsche Fassung EN 13417-1:2001", DIN EN 13417-1, 2001.
- [78] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkung - Spezifikationen für Gewebe - Teil 2: Prüfverfahren und allgemeine Anforderungen; Deutsche Fassung EN 13417-2:2001", DIN EN 13417-2, 2001.
- [79] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkung - Spezifikationen für Gewebe - Teil 3: Besondere Anforderungen; Deutsche Fassung EN 13417-3:2001", DIN EN 13417-3, 2001.
- [80] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkungen - Spezifikation für Multiaxialgelege - Teil 2: Prüfverfahren und allgemeine Produkthanforderungen; Deutsche Fassung EN 13473-2:2001", DIN EN 14598-2, 2001.
- [81] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkungen - Spezifikation für Multiaxialgelege - Teil 3: Besondere Anforderungen; Deutsche Fassung EN 13473-3:2001", DIN EN 14598-3, 2001.
- [82] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkungen - Spezifikation für Multiaxialgelege Teil 1: Bezeichnung; Deutsche Fassung EN 13473-1:2001", DIN EN 13473-1, 2001.
- [83] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkte härtbare Formmassen - Spezifikation für Harzmatten (SMC) und faserverstärkte Pressmassen (BMC) - Teil 1: Bezeichnung; Deutsche Fassung EN 14598-1:2005", DIN EN 14598-1, 2005.
- [84] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkte härtbare Formmassen - Spezifikation für Harzmatten (SMC) und faserverstärkte Pressmassen (BMC) - Teil 2: Prüfverfahren und allgemeine Anforderungen; Deutsche Fassung EN 14598-2:2005", DIN EN 14598-2, 2005.
- [85] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkte härtbare Formmassen - Spezifikation für Harzmatten (SMC) und faserverstärkte Pressmassen (BMC) - Teil 3: Spezifische Anforderungen; Deutsche Fassung EN 14598-3:2005", DIN EN 14598-3, 2005.
- [86] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkte Thermoplast-Formmassen - Spezifikation für GMT - Teil 3: Besondere Anforderungen; Deutsche Fassung EN 13677-3:2003", DIN EN 13677-3, 2003.
- [87] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkte Thermoplast-Formmassen - Spezifikation für GMT - Teil 2: Prüfverfahren und allgemeine Anforderungen; Deutsche Fassung EN 13677-2:2003", DIN EN 13677-2, 2003.

- [88] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Verstärkte Thermoplast-Formmassen - Spezifikation für GMT Teil 1: Bezeichnung; Deutsche Fassung EN 13677-1:2003", DIN EN 13677-1, 2003.
- [89] Deutsches Institut für Normung e. V.: "Verstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe - Spezifikationen für pultrudierte Profile Teil 1: Bezeichnung", DIN EN 13706-1, 2003.
- [90] Deutsches Institut für Normung e. V.: "Verstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe - Spezifikationen für pultrudierte Profile Teil 2: Prüfverfahren und allgemeine Anforderungen", DIN EN 13706-2, 2003.
- [91] Deutsches Institut für Normung e. V.: "Verstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe - Spezifikationen für pultrudierte Profile Teil 3: Besondere Anforderungen", DIN EN 13706-3, 2003.
- [92] Deutsches Institut für Normung e. V.: "Fertigungsverfahren: Begriffe, Einteilung", DIN 8580, 2003.
- [93] M. Grund: "Implementierung von schichtadditiven Fertigungsverfahren", Berlin, Heidelberg: Springer, 2015, ISBN: 978-3-662-44265-4.
- [94] P. Fastermann: "3D-Drucken: Wie die generative Fertigungstechnik funktioniert", 2. Aufl., Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2016, ISBN: 978-3-662-49865-1.
- [95] C. Feldmann und A. Pumpe: "3D-Druck – Verfahrensauswahl und Wirtschaftlichkeit", Wiesbaden: Springer Fachmedien, 2016, ISBN: 978-3-658-15195-9.
- [96] "Handlungsfelder: Additive Fertigungsverfahren", Verein Deutscher Ingenieure VDI, 2016.
- [97] Verein Deutscher Ingenieure VDI: "Additive Fertigungsverfahren Grundlagen, Begriffe, Verfahrensbeschreibungen: Basics, definitions, processes", VDI 3405, 2014.
- [98] J. Breuninger, R. Becker, A. Wolf, S. Rommel und A. Verl: "Generative Fertigung mit Kunststoffen: Konzeption und Konstruktion für Selektives Lasersintern", Berlin, Heidelberg: Springer, 2013, ISBN: 9783642243240.
- [99] J.-P. Kruth, M. C. Leu und T. Nakagawa: "Progress in Additive Manufacturing and Rapid Prototyping", *CIRP Annals*, 47. Jg., Nr. 2, S. 525–540, 1998, DOI: 10.1016/S0007-8506(07)63240-5.
- [100] K. V. Wong und A. Hernandez: "A Review of Additive Manufacturing", *ISRN Mechanical Engineering*, Nr. 4, S. 1–10, 2012, DOI: 10.5402/2012/208760.
- [101] W. Gao, Y. Zhang, D. Ramanujan, K. Ramani, Y. Chen, C. B. Williams, C. C. L. Wang, Y. C. Shin, S. Zhang und P. D. Zavattieri: "The status, challenges, and future of additive manufacturing in engineering", *Computer-Aided Design*, 69. Jg., S. 65–89, 2015, DOI: 10.1016/j.cad.2015.04.001.
- [102] R. Singh und S. Singh: "Additive Manufacturing: An Overview", *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*, 2017, DOI: 10.1016/B978-0-12-803581-8.04165-5.
- [103] Apium Additive Technologies GmbH: "Apium Additive Technologies". Verfügbar unter: <https://apiumtec.com/apium-p220-serie-peek-3d-druck> (20.01.2019).
- [104] O. A. Mohamed, S. H. Masood und J. L. Bhowmik: "Optimization of fused deposition modeling process parameters: a review of current research and future prospects", *Adv. Manuf.*, 3. Jg., Nr. 1, S. 42–53, 2015, DOI: 10.1007/s40436-014-0097-7.
- [105] R. Anitha, S. Arunachalam und P. Radhakrishnan: "Critical parameters influencing the quality of prototypes in fused deposition modelling", *Journal of Materials Processing Technology*, 118. Jg., Nr. 1-3, S. 385–388, 2001, DOI: 10.1016/S0924-0136(01)00980-3.

- [106] K. Thrimurthulu, P. M. Pandey und N. V. Reddy: "Optimum part deposition orientation in fused deposition modeling", *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44. Jg., Nr. 6, S. 585–594, 2004, DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2003.12.004.
- [107] J. F. Rodríguez, J. P. Thomas und J. E. Renaud: "Mechanical behavior of acrylonitrile butadiene styrene (ABS) fused deposition materials. Experimental investigation", *Rapid Prototyping Journal*, 7. Jg., Nr. 3, S. 148–158, 2001, DOI: 10.1108/13552540110395547.
- [108] F. Rayegani und G. C. Onwubolu: "Fused deposition modelling (FDM) process parameter prediction and optimization using group method for data handling (GMDH) and differential evolution (DE)", *Int J Adv Manuf Technol*, 73. Jg., Nr. 1-4, S. 509–519, 2014, DOI: 10.1007/s00170-014-5835-2.
- [109] V. Kishore, C. Ajinjeru, A. Nycz, B. Post, J. Lindahl, V. Kunc und C. Duty: "Infrared preheating to improve interlayer strength of big area additive manufacturing (BAAM) components", *Additive Manufacturing*, 14. Jg., S. 7–12, 2017, DOI: 10.1016/j.addma.2016.11.008.
- [110] R. Omuro, M. Ueda, R. Matsuzaki, A. Todoroki und Y. Hirano: "Three-Dimensional Printing of Continuous Carbon Fiber Reinforced Thermoplastics by In-Nozzle Impregnation with Compaction Roller", *21st International Conference on Composite Materials, Xian, China*, Aug. 2017.
- [111] J. Wang, H. Xie, Z. Weng, T. Senthil und L. Wu: "A novel approach to improve mechanical properties of parts fabricated by fused deposition modeling", *Materials & Design*, 105. Jg., S. 152–159, 2016, DOI: 10.1016/j.matdes.2016.05.078.
- [112] F. Lederle, F. Meyer, G.-P. Brunotte, C. Kaldun und E. G. Hübner: "Improved mechanical properties of 3D-printed parts by fused deposition modeling processed under the exclusion of oxygen", *Prog Addit Manuf*, 1. Jg., Nr. 1-2, S. 3–7, 2016, DOI: 10.1007/s40964-016-0010-y.
- [113] O. S. Carneiro, A. F. Silva und R. Gomes: "Fused deposition modeling with polypropylene", *Materials & Design*, 83. Jg., S. 768–776, 2015, DOI: 10.1016/j.matdes.2015.06.053.
- [114] R. W. Gray IV, D. G. Baird und J. H. Bøhn: "Effects of processing conditions on short TLCP fiber reinforced FDM parts", *Rapid Prototyping Journal*, 4. Jg., Nr. 1, S. 14–25, 1998, DOI: 10.1108/13552549810197514.
- [115] S. Hertle, M. Drexler und D. Drummer: "Additive Manufacturing of Poly(propylene) by Means of Melt Extrusion", *Macromol. Mater. Eng.*, 301. Jg., Nr. 12, S. 1482–1493, 2016, DOI: 10.1002/mame.201600259.
- [116] A. Bellini und S. Güçeri: "Mechanical characterization of parts fabricated using fused deposition modeling", *Rapid Prototyping Journal*, 9. Jg., Nr. 4, S. 252–264, 2003, DOI: 10.1108/13552540310489631.
- [117] W. Michaeli: "Extrusion dies for plastics and rubber: Design and engineering computations", 3. Aufl., München: Hanser, 2003, ISBN: 978-1569903490.
- [118] B. P. Heller, D. E. Smith und D. A. Jack: "Effects of extrudate swell and nozzle geometry on fiber orientation in Fused Filament Fabrication nozzle flow", *Additive Manufacturing*, 12. Jg., S. 252–264, 2016, DOI: 10.1016/j.addma.2016.06.005.
- [119] S. F. Costa, F. M. Duarte und J. A. Covas: "Estimation of filament temperature and adhesion development in fused deposition techniques", *Journal of Materials Processing Technology*, 245. Jg., S. 167–179, 2017, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.026.

- [120] H. Xia, J. Lu, S. Dabiri und G. Tryggvason: "Fully Resolved Numerical Simulations of Fused Deposition Modeling: Part I: Fluid Flow", *Rapid Prototyping Journal*, 24. Jg., Nr. 2, S. 463–476, 2018, DOI: 10.1108/RPJ-12-2016-0217.
- [121] Y. Zhang und K. Chou: "A parametric study of part distortions in fused deposition modelling using three-dimensional finite element analysis", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 222. Jg., Nr. 8, S. 959–968, 2008, DOI: 10.1243/09544054JEM990.
- [122] A. Boschetto und L. Bottini: "Design for manufacturing of surfaces to improve accuracy in Fused Deposition Modeling", *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 37. Jg., S. 103–114, 2016, DOI: 10.1016/j.rcim.2015.07.005.
- [123] H. Bikas, P. Stavropoulos und G. Chryssolouris: "Additive manufacturing methods and modelling approaches: A critical review", *Int J Adv Manuf Technol*, 83. Jg., Nr. 1-4, S. 389–405, 2016, DOI: 10.1007/s00170-015-7576-2.
- [124] B. N. Turner und S. A. Gold: "A review of melt extrusion additive manufacturing processes: II. Materials, dimensional accuracy, and surface roughness", *Rapid Prototyping Journal*, 21. Jg., Nr. 3, S. 250–261, 2015, DOI: 10.1108/RPJ-02-2013-0017.
- [125] G. Zak, A. Y. F. Chan, C. B. Park und B. Benhabib: "Viscosity analysis of photopolymer and glass-fibre composites for rapid layered manufacturing", *Rapid Prototyping Journal*, 2. Jg., Nr. 3, S. 16–23, 1996, DOI: 10.1108/13552549610129773.
- [126] Y. Sano und R. Matsuzaki: "Construction of 3D Print of Glass Composite Material Using Light-Curing Resin and Evaluation Of Mechanical Properties", *21st International Conference on Composite Materials, Xian, China*, Aug. 2017.
- [127] A. Gupta und A. A. Ogale: "Dual curing of carbon fiber reinforced photoresins for rapid prototyping", *Polym. Compos.*, 23. Jg., Nr. 6, S. 1162–1170, 2002, DOI: 10.1002/pc.10509.
- [128] M. E. Haberer: "Fibre-Resin Mixing and Layer Formation Subsystems for the Rapid Manufacturing of Short-Fibre-Reinforced Parts", Master Thesis, Department of Mechanical and Industrial Engineering, University of Toronto, Toronto, 2001.
- [129] J. Yang, L. Wu, J. Liu und B. Z. Jang, "Apparatus and Process For Freeform Fabrication of Composite Reinforcement Preforms", USA 09/410,913, Patent, 10.04.2001
- [130] B. G. Compton und J. A. Lewis: "3D-printing of lightweight cellular composites", *Advanced Materials*, 26. Jg., Nr. 34, S. 5930–5935, 2014, DOI: 10.1002/adma.201401804.
- [131] S. Christ, M. Schnabel, E. Vorndran, J. Groll und U. Gbureck: "Fiber reinforcement during 3D printing", *Materials Letters*, 139. Jg., S. 165–168, 2015, DOI: 10.1016/j.matlet.2014.10.065.
- [132] R. D. Goodridge, M. L. Shofner, R. J. M. Hague, M. McClelland, M. R. Schlea, R. B. Johnson und C. J. Tuck: "Processing of a Polyamide-12/carbon nanofibre composite by laser sintering", *Polymer Testing*, 30. Jg., Nr. 1, S. 94–100, 2011, DOI: 10.1016/j.polymertesting.2010.10.011.
- [133] D.-A. Türk, F. Brenni, M. Zogg und M. Meboldt: "Mechanical characterization of 3D printed polymers for fiber reinforced polymers processing", *Materials & Design*, 118. Jg., S. 256–265, 2017, DOI: 10.1016/j.matdes.2017.01.050.
- [134] D. Karalekas und K. Antoniou: "Composite rapid prototyping: Composite rapid prototyping: overcoming the drawback of poor mechanical properties", *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154, S. 526–530, 2004, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.04.019.

- [135] J. Glasschröder, E. Prager, M. F. Zäh, J. Glasschroeder, E. Prager und M. F. Zaeh: "Powder-bed-based 3D-printing of function integrated parts", *Rapid Prototyping Journal*, 21. Jg., Nr. 2, S. 775–792, 2015, DOI: 10.1108/RPJ-12-2014-0172.
- [136] M. Sugavaneswaran und G. Arumaikkannu: "Analytical and experimental investigation on elastic modulus of reinforced additive manufactured structure", *Materials & Design*, 66. Jg., S. 29–36, 2015, DOI: 10.1016/j.matdes.2014.10.029.
- [137] S. E. Bakarich, R. Gorkin, M. in het Panhuis und G. M. Spinks: "Three-dimensional printing fiber reinforced hydrogel composites", *ACS applied materials & interfaces*, 6. Jg., Nr. 18, S. 15998–16006, 2014, DOI: 10.1021/am503878d.
- [138] M. L. Shofner, K. Lozano, F. J. Rodríguez-Macías und E. V. Barrera: "Nano-fiber-Reinforced Polymers Prepared by Fused Deposition Modeling", *J. Appl. Polym. Sci.*, 89. Jg., Nr. 11, S. 3081–3090, 2003, DOI: 10.1002/app.12496.
- [139] D. Young, N. Wetmore und M. Czabaj: "Interlayer fracture toughness of additively manufactured unreinforced and carbon-fiber-reinforced acrylonitrile butadiene styrene", *Additive Manufacturing*, 22. Jg., S. 508–515, 2018, DOI: 10.1016/j.addma.2018.02.023.
- [140] K. Gnanasekaran, T. Heijmans, S. van Bennekom, H. Woldhuis, S. Wijnia, G. de With und H. Friedrich: "3D printing of CNT- and graphene-based conductive polymer nanocomposites by fused deposition modeling", *Applied Materials Today*, 9. Jg., S. 21–28, 2017, DOI: 10.1016/j.apmt.2017.04.003.
- [141] F. Ning, W. Cong, Z. Hu und K. Huang: "Additive manufacturing of thermo-plastic matrix composites using fused deposition modeling: A comparison of two reinforcements", *Journal of Composite Materials*, 51. Jg., Nr. 27, S. 3733–3742, 2017, DOI: 10.1177/0021998317692659.
- [142] M. Nikzad, S. H. Masood und I. Sbarski: "Thermo-mechanical properties of a highly filled polymeric composites for Fused Deposition Modeling", *Materials & Design*, 32. Jg., Nr. 6, S. 3448–3456, 2011, DOI: 10.1016/j.matdes.2011.01.056.
- [143] A. R. Torrado Perez, D. A. Roberson und R. B. Wicker: "Fracture Surface Analysis of 3D-Printed Tensile Specimens of Novel ABS-Based Materials", *J Fail. Anal. and Preven.*, 14. Jg., Nr. 3, S. 343–353, 2014, DOI: 10.1007/s11668-014-9803-9.
- [144] R. T. L. Ferreira, I. C. Amatte, T. A. Dutra und D. Bürger: "Experimental characterization and micrography of 3D printed PLA and PLA reinforced with short carbon fibers", *Composites Part B: Engineering*, 124. Jg., S. 88–100, 2017, DOI: 10.1016/j.compositesb.2017.05.013.
- [145] H. L. Tekinalp, V. Kunc, G. M. Velez-Garcia, C. E. Duty, L. J. Love, A. K. Naskar, C. A. Blue und S. Ozcan: "Highly oriented carbon fiber–polymer composites via additive manufacturing", *Composites Science and Technology*, 105. Jg., S. 144–150, 2014, DOI: 10.1016/j.compscitech.2014.10.009.
- [146] K. Pickering und D. Stoof: "Sustainable Composite Fused Deposition Modelling Filament Using Post-Consumer Recycled Polypropylene", *J. Compos. Sci.*, 1. Jg., Nr. 2, S. 17, 2017, DOI: 10.3390/jcs1020017.
- [147] F. Ning, W. Cong, Y. Hu und H. Wang: "Additive manufacturing of carbon fiber-reinforced plastic composites using fused deposition modeling: Effects of process parameters on tensile properties", *Journal of Composite Materials*, 51. Jg., Nr. 4, S. 451–462, 2016, DOI: 10.1177/0021998316646169.
- [148] J. E. Grady: "A Fully Nonmetallic Gas Turbine Engine Enabled by Additive Manufacturing. Part I: System Analysis, Component Identification, Additive

- Manufacturing, and Testing of Polymer Composites", NASA Glenn Research Center, 2015.
- [149] W. Zhang, C. Cotton, J. Sun, D. Heider, B. Gu, B. Sun und T.-W. Chou: "Interfacial bonding strength of short carbon fiber/acrylonitrile-butadiene-styrene composites fabricated by fused deposition modeling", *Composites Part B: Engineering*, 137. Jg., S. 51–59, 2018, DOI: 10.1016/j.compositesb.2017.11.018.
- [150] Z. Quan, Z. Larimore, A. Wu, J. Yu, X. Qin, M. Mirotznik, J. Suhr, J.-H. Byun, Y. Oh und T.-W. Chou: "Microstructural design and additive manufacturing and characterization of 3D orthogonal short carbon fiber/acrylonitrile-butadiene-styrene preform and composite", *Composites Science and Technology*, 126. Jg., S. 139–148, 2016, DOI: 10.1016/j.compscitech.2016.02.021.
- [151] W. Zhong, F. Li, Z. Zhang, L. Song und Z. Li: "Short fiber reinforced composites for fused deposition modeling", *Materials Science and Engineering*, Nr. 2, S. 125–130, 2001, DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01810-4.
- [152] L. J. Love, V. Kunc, O. Rios, C. E. Duty, A. M. Elliott, B. K. Post, R. J. Smith und C. A. Blue: "The importance of carbon fiber to polymer additive manufacturing", *J. Mater. Res.*, 29. Jg., Nr. 17, S. 1893–1898, 2014, DOI: 10.1557/jmr.2014.212.
- [153] R. W. Gray IV, D. G. Baird und J. H. Bøhn: "Thermoplastic composites reinforced with long fiber thermotropic liquid crystalline polymers for fused deposition modeling", *Polymere Composites*, 19. Jg., Nr. 4, S. 383–394, 1998.
- [154] X. Yao, C. Luan, D. Zhang, L. Lan und J. Fu: "Evaluation of carbon fiber-embedded 3D printed structures for strengthening and structural-health monitoring", *Materials & Design*, 114. Jg., S. 424–432, 2017, DOI: 10.1016/j.matdes.2016.10.078.
- [155] F. Baumann, J. Scholz und J. Fleischer: "Investigation of a New Approach for Additively Manufactured Continuous Fiber-reinforced Polymers", *Procedia CIRP*, 66. Jg., S. 323–328, 2017, DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.276.
- [156] Y. Nakagawa, K.-i. Mori und T. Maeno: "3D printing of carbon fibre-reinforced plastic parts", *Int J Adv Manuf Technol*, 91. Jg., Nr. 5-8, S. 2811–2817, 2017, DOI: 10.1007/s00170-016-9891-7.
- [157] A. Julius, M. Lutz und K. Finsterbusch: "Integration von Gewebe in 3D gedruckte Bauteile zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften", *Technische Textilien*, 2. Jg., S. 84–85, 2016.
- [158] K. Barton, S. Kapila und L. Y. L. Tse, "Fiber-Reinforced 3D Printing", USA 15/669,441, Patent, 08.02.2018
- [159] G. A. Schirtzinger, W. V. Twelves, E. Butcher, L. Dautova und J. Ott, "Continuous Fiber-Reinforced Component Fabrication", USA 14/890,294, Patent, 28.04.2016
- [160] X. Tian, T. Liu, C. Yang, Q. Wang und D. Li: "Interface and performance of 3D printed continuous carbon fiber reinforced PLA composites", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 88. Jg., S. 198–205, 2016, DOI: 10.1016/j.compositesa.2016.05.032.
- [161] S. Liu, Y. Li und N. Li: "A novel free-hanging 3D printing method for continuous carbon fiber reinforced thermoplastic lattice truss core structures", *Materials & Design*, 137. Jg., S. 235–244, 2018, DOI: 10.1016/j.matdes.2017.10.007.
- [162] N. Li, Y. Li und S. Liu: "Rapid prototyping of continuous carbon fiber reinforced polylactic acid composites by 3D printing", *Journal of Materials Processing Technology*, 238. Jg., S. 218–225, 2016, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.07.025.

- [163] R. Matsuzaki, M. Ueda, M. Namiki, T.-K. Jeong, H. Asahara, K. Horiguchi, T. Nakamura, A. Todoroki und Y. Hirano: "Three-dimensional printing of continuous-fiber composites by in-nozzle impregnation", *Scientific reports*, 6. Jg., S. 23058, 2016, DOI: 10.1038/srep23058.
- [164] P. Bettini, G. Alitta, G. Sala und L. Di Landro: "Fused Deposition Technique for Continuous Fiber Reinforced Thermoplastic", *J. of Materi Eng and Perform*, 26. Jg., Nr. 2, S. 843–848, 2017, DOI: 10.1007/s11665-016-2459-8.
- [165] C. Yang, X. Tian, T. Liu, Y. Cao und D. Li: "3D printing for continuous fiber reinforced thermoplastic composites: Mechanism and performance", *Rapid Prototyping Journal*, 23. Jg., Nr. 1, S. 209–215, 2017, DOI: 10.1108/RPJ-08-2015-0098.
- [166] K. Mori, T. Maeno und Y. Nakagawa: "Dieless Forming of Carbon Fibre Reinforced Plastic Parts Using 3D Printer", *Procedia Engineering*, 81. Jg., S. 1595–1600, 2014, DOI: 10.1016/j.proeng.2014.10.196.
- [167] A.A. Stepashkin, D. I. Chukov, F. S. Senatov, A. I. Salimon, A. M. Korsunsky und S. D. Kaloshkin: "3D-printed PEEK-carbon fiber (CF) composites: Structure and thermal properties", *Composites Science and Technology*, 164. Jg., S. 319–326, 2018, DOI: 10.1016/j.compscitech.2018.05.032.
- [168] A. Fischer, S. Rommel und T. Bauernhansl: "New Fiber Matrix Process with 3D Fiber Printer – A Strategic In-process Integration of Endless Fibers Using Fused Deposition Modeling (FDM)" in *IFIP Advances in Information and Communication Technology, Digital Product and Process Development Systems*, G. Kovács and D. Kochan, Eds.: Springer Berlin Heidelberg, 2013, S. 167–175.
- [169] CEAD Group: "CEAD". Verfügbar unter: <https://www.ceadgroup.com/> (20.01.2019).
- [170] H. Prüß und T. Vietor: "Design for Fiber-Reinforced Additive Manufacturing", *J. Mech. Des*, 137. Jg., Nr. 11, 115001-1 - 115001-7, 2015, DOI: 10.1115/1.4030993.
- [171] E. Krassenstein: "Orbital Composites to Make 3D Printing 100 Times Faster Using Carbon Fiber, Fiber Optics, Injection & More". Verfügbar unter: <https://3dprint.com/60662/orbital-composites/> (11.02.2019).
- [172] G. R. Bogucki, G. J. S. Hickman und M. W. Hayes, "Extruded Deposition of Fiber Reinforced Polymers", USA 14/489,972, Patent, 24.03.2016
- [173] G. J. S. Hickman und G. R. Bogucki, "Extruded Deposition of Polymers having Continous Carbon Nanotube Reinforcements", USA 14/602,964, Patent, 24.03.2016
- [174] E. Butcher, W. V. Twelves, G. A. Schirtzinger, J. Ott und L. Dautova, "Methods for Manufacturing Fiber-Reinforced Polymeric Components", USA 14/559,012, Patent, 03.04.2018
- [175] J. A. Nardiello, R. J. Christ, J. A. Crawford und J. S. Madsen, "Device and Method for 3D Printing with Long-Fiber Reinforcement", USA 14/961,989, Patent, 08.06.2017
- [176] M. Eichenhofer, J. Maldonado, F. Klunker und P. Ermanni: "Analysis of Processing Conditions for a Novel 3D-Composite Production Technique", *20th International Conference on Composite Materials, Kopenhagen, Dänemark*, Jul. 2015.
- [177] D. Ahrendt: "Alte Materialien, Neue Technologien: Kombination von additiver Fertigung und Textilien", *Carbon Composites Magazin*, Nr. 3, 2017.
- [178] K Zeitung Online: "Leichtbau mit Faserverstärkung aus dem 3D-Drucker". Verfügbar unter: <https://www.k-zeitung.de/leichtbau-mit-faserverstaerkung-aus-dem-3d-drucker/> (11.02.2019).

- [179] B. Z. Jang, E. Ma und C. J. Wang, "Apparatus and Process for Producing Fiber Reinforced Composite Objects", USA 08/911,227, Patent, 10.08.1999
- [180] G. T. Mark, "Methods for Fiber Reinforced Additive Manufacturing", USA 14/297,437, Patent, 11.12.2014
- [181] G. T. Mark, D. Benhaim, A. Parangi und B. Sklaroff, "Methods for Fiber Reinforced Additive Manufacturing", USA 14/491,439, Patent, 18.06.2015
- [182] G. T. Mark und A. S. Gozdz, "Apparatus for Fiber Reinforced Additive Manufacturing", USA 14/633,947, Patent, 06.11.2014
- [183] MarkForged Inc.: "MarkForged". Verfügbar unter: <https://markforged.com> (20.01.2019).
- [184] Anisoprint LLC: "Anisoprint". Verfügbar unter: <http://anisoprint.ru/en/> (20.01.2019).
- [185] P. Christian, I. A. Jones, C. D. Rudd, R. I. Campbell und T. J. Corden: "Monomer transfer moulding and rapid prototyping methods for fibre reinforced thermoplastics for medical applications", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 32. Jg., Nr. 7, S. 969–976, 2001, DOI: 10.1016/S1359-835X(01)00009-4.
- [186] Q. Hu, Y. Duan, H. Zhang, D. Liu, B. Yan und F. Peng: "Manufacturing and 3D printing of continuous carbon fiber prepreg filament", *J Mater Sci*, 53. Jg., Nr. 3, S. 1887–1898, 2018, DOI: 10.1007/s10853-017-1624-2.
- [187] A. N. Dickson, J. N. Barry, K. A. McDonnell und D. P. Dowling: "Fabrication of continuous carbon, glass and Kevlar fibre reinforced polymer composites using additive manufacturing", *Additive Manufacturing*, 16. Jg., S. 146–152, 2017, DOI: 10.1016/j.addma.2017.06.004.
- [188] M. A. Caminero, J. M. Chacón, I. García-Moreno und J. M. Reverte: "Interlaminar bonding performance of 3D printed continuous fibre reinforced thermoplastic composites using fused deposition modelling", *Polymer Testing*, 68. Jg., S. 415–423, 2018, DOI: 10.1016/j.polymertesting.2018.04.038.
- [189] P. Zhuo, S. Li, I. Ashcroft, A. Jones und J. Pu: "3D Printing of Continuous Fibre Reinforced Thermoplastic Composites", *21st International Conference on Composite Materials, Xian, China*, Aug. 2017.
- [190] G. D. Goh, V. Dikshit, A. P. Nagalingam, G. L. Goh, S. Agarwala, S. L. Sing, J. Wei und W. Y. Yeong: "Characterization of mechanical properties and fracture mode of additively manufactured carbon fiber and glass fiber reinforced thermoplastics", *Materials & Design*, 137. Jg., S. 79–89, 2018, DOI: 10.1016/j.matdes.2017.10.021.
- [191] C. Oztan, R. Karkkainen, M. Fittipaldi, G. Nygren, L. Roberson, M. Lane und E. Celik: "Microstructure and mechanical properties of three dimensional-printed continuous fiber composites", *Journal of Composite Materials*, 22. Jg., 2018, DOI: 10.1177/0021998318781938.
- [192] G. W. Melenka, B. K. O. Cheung, J. S. Schofield, M. R. Dawson und J. P. Carrey: "Evaluation and prediction of the tensile properties of continuous fiber-reinforced 3D printed structures", *Composite Structures*, 153. Jg., S. 866–875, 2016, DOI: 10.1016/j.compstruct.2016.07.018.
- [193] F. van Der Klift, Y. Koga, A. Todoroki, M. Ueda, Y. Hirano und R. Matsuzaki: "3D Printing of Continuous Carbon Fibre Reinforced Thermo-Plastic (CFRTP) Tensile Test Specimens", *OJCM*, 6. Jg., Nr. 1, S. 18–27, 2016, DOI: 10.4236/ojcm.2016.61003.
- [194] L. G. Blok, B. K. S. Woods, H. Yu, M. L. Longana und K. P. Potter: "3D Printed Composites – Benchmarking The State-Of-The-Art", *21st International Conference on Composite Materials, Xian, China*, Aug. 2017.

- [195] M. A. Caminero, J. M. Chacón, I. García-Moreno und G. P. Rodríguez: "Impact damage resistance of 3D printed continuous fibre reinforced thermoplastic composites using fused deposition modelling", *Composites Part B: Engineering*, 148. Jg., S. 93–103, 2018, DOI: 10.1016/j.compositesb.2018.04.054.
- [196] S. Singamneni, A. Roychoudhury, O. Diegel und B. Huang: "Modeling and evaluation of curved layer fused deposition", *Journal of Materials Processing Technology*, 212. Jg., Nr. 1, S. 27–35, 2012, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2011.08.001.
- [197] M. Eichenhofer, J. C.H. Wong und P. Ermanni: "Experimental Investigation of Processing Parameters on Porosity in Continuous Lattice Fabrication", *21st International Conference on Composite*, Xian, China, Aug. 2017.
- [198] K. Tyler, "Method and Apparatus For Continuous Composite Three-Dimensional Printing", USA 13/975 300', Patent, 06.03.2014
- [199] W. Hao, Y. Liu, H. Zhou, H. Chen und D. Fang: "Preparation and characterization of 3D printed continuous carbon fiber reinforced thermosetting composites", *Polymer Testing*, 65. Jg., S. 29–34, 2018, DOI: 10.1016/j.polymertesting.2017.11.004.
- [200] N. Rudolph, T. W. Pfeifer und T. W. C. Laduch, "Additive Manufacturing Process Continous Reinforcement Fibers and High Fiber Volume Content", USA 15/165.671, Patent, 30.11.2017
- [201] N. P. Walsh: "This 6-Axis Robot Arm Can 3D Print Fiberglass Composites". Verfügbar unter: <https://www.archdaily.com/867696/atropos-this-6-axis-robot-arm-can-3d-print-fiberglass-composites> (11.02.2019).
- [202] R. Ilardo und C. B. Williams: "Design and manufacture of a Formula SAE intake system using fused deposition modeling and fiber-reinforced composite materials", *Rapid Prototyping Journal*, 16. Jg., Nr. 3, S. 174–179, 2010, DOI: 10.1108/13552541011034834.
- [203] G. Szebenyi, T. Czigany, B. Magyar und J. Karger-Kocsis: "3D printing-assisted interphase engineering of polymer composites: Concept and feasibility", *Express Polym. Lett.*, 11. Jg., Nr. 7, S. 525–530, 2017, DOI: 10.3144/expresspolymlett.2017.50.
- [204] D.-A. Türk, A. Züger, C. Klahn und M. Meboldt: "Combining Additive Manufacturing with CFRP Composites: Design Potentials", *International Conference on Engineering Design, ICED15, Politecnico di Milano, Italien*, Jul. 2015.
- [205] T. Hofstätter, D. B. Pedersen, G. Tosello und H. N. Hansen: "State-of-the-art of fiber-reinforced polymers in additive manufacturing technologies", *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 36. Jg., Nr. 15, S. 1061–1073, 2017, DOI: 10.1177/0731684417695648.
- [206] N. Mohan, P. Senthil, S. Vinodh und N. Jayanth: "A review on composite materials and process parameters optimisation for the fused deposition modelling process", *Virtual and Physical Prototyping*, 12. Jg., Nr. 1, S. 47–59, 2017, DOI: 10.1080/17452759.2016.1274490.
- [207] P. Parandoush und D. Lin: "A review on additive manufacturing of polymer-fiber composites", *Composite Structures*, 182. Jg., S. 36–53, 2017, DOI: 10.1016/j.compstruct.2017.08.088.
- [208] X. Wang, M. Jiang, Z. Zhou, J. Gou und D. Hui: "3D printing of polymer matrix composites: A review and prospective", *Composites Part B: Engineering*, 110. Jg., S. 442–458, 2017, DOI: 10.1016/j.compositesb.2016.11.034.
- [209] B. Brenken, E. Barocio, A. Favaloro, V. Kunc und R. B. Pipes: "Fused filament fabrication of fiber-reinforced polymers: A review", *Additive Manufacturing*, 21. Jg., S. 1–16, 2018, DOI: 10.1016/j.addma.2018.01.002.

- [210] Deutsches Institut für Normung e. V.: "Geometrische Produktspezifikation (GPS) – Geometrische Tolerierung – Tolerierung von Form, Richtung, Ort und Lauf", 1101, 2014.
- [211] W. Sui und D. Zhang: "Four Methods for Roundness Evaluation", *Physics Procedia*, 24. Jg., S. 2159–2164, 2012, DOI: 10.1016/j.phpro.2012.02.317.
- [212] X. Li und Z. Shi: "The relationship between the minimum zone circle and the maximum inscribed circle and the minimum circumscribed circle", *Precision Engineering*, 33. Jg., Nr. 3, S. 284–290, 2009, DOI: 10.1016/j.precisioneng.2008.04.005.
- [213] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 5: Prüfbedingungen für unidirektional faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe (ISO 527-5:2009); Deutsche Fassung EN ISO 527-5:2009", DIN EN ISO 527-5, 2009.
- [214] Deutsches Institut für Normung e. V.: "Kontinuierliche faserverstärkte Kunststoffverbunde - Gezogene unidirektionale Stäbe – Bestimmung der Zugeigenschaften parallel zur Faserrichtung; Deutsche und Englische Fassung prEN 17129:2017", DIN EN 17129, 2017.
- [215] L. Böswirth und S. Bschorer: "Technische Strömungslehre: Lehr- und Übungsbuch", 10. Aufl., Wiesbaden: Springer, 2014, ISBN: 978-3-658-05668-1.
- [216] Deutsches Institut für Normung e.V.: "Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der Biegeeigenschaften", DIN EN ISO 14125, 2011.
- [217] W. Kleppmann: "Versuchsplanung: Produkte und Prozesse optimieren", 8. Aufl., München: Hanser, 2013, ISBN: 978-3-446-43752-4.
- [218] L. Fahrmeir, R. Künstler, I. Pigeot und G. Tutz: "Statistik - Der Weg zur Datenanalyse", 7. Aufl., Berlin: Springer Verlag, 2010.

9 Anhang

A. Messwerte zur Berechnung der Qualitätswerte für den QTS

Tabelle 9.1: Messwerte zur Berechnung der Qualitätswerte für FTS 1 und FTS 2, Kapitel 4.2

	FTS 1			FTS 2		
	Gemessen	Mittelwert	Stand.abw.	Gemessen	Mittelwert	Stand.abw.
Formtreue A_A / h_A	0,11 / 0,23	0,12 / 0,20	0,02 / 0,03	0,10 / 0,15	0,13 / 0,20	0,02 / 0,04
	0,10 / 0,17			0,15 / 0,20		
	0,13 / 0,23			0,13 / 0,25		
	0,11 / 0,19			0,15 / 0,22		
	0,14 / 0,17			0,12 / 0,17		
Absolute Außenmaße k_{min} in mm / k_{max} in mm	1,88 / 2,15	1,75 / 2,16	0,10 / 0,12	1,58 / 2,16	1,63 / 2,21	0,04 / 0,07
	1,79 / 2,05			1,68 / 2,20		
	1,55 / 2,22			1,63 / 2,34		
	1,66 / 2,32			1,67 / 2,20		
	1,85 / 2,06			1,60 / 2,16		
Volumenkonstanz A_Q in mm ²	2,88	2,81	0,05	2,77	2,67	0,08
	2,81			2,60		
	2,82			2,64		
	2,84			2,58		
	2,72			2,77		
Porengehalt V_p in %	3,10	3,37	0,76	4,45	6,44	1,40
	4,11			6,44		
	4,46			6,48		
	2,15			8,40		
	3,01			-		
Faservolumengehalt V_F in %	32,41	31,78	1,65	35,20	32,37	3,13
	32,43			35,22		
	28,68			31,41		
	31,82			27,66		
	33,56			-		
Faserverteilung D_r / D_ϕ	0,74 / 0,78	0,73 / 0,73	0,03 / 0,08	0,70 / 0,53	0,75 / 0,53	0,07 / 0,07
	0,77 / 0,68			0,79 / 0,40		
	0,69 / 0,86			0,74 / 0,51		
	0,75 / 0,73			0,84 / 0,60		
	0,71 / 0,61			0,66 / 0,61		
Faserorientierung α_F in °	96,47	96,47	-	96,05	96,05	-
	-			-		
	-			-		
	-			-		
	-			-		
Zugfestigkeit σ_m in MPA	777	761	9,09	655	742	58,93
	757			752		
	763			772		
	757			704		
	750			828		
Zugsteifigkeit E in GPa	21,4	20,5	0,50	18,4	18,4	0,24
	20,2			18,5		
	20,4			18,8		
	20,1			18,1		
	20,2			18,4		
Zugdehnung ε_B in %	4,4	4,36	0,91	3,4	3,94	0,82
	4,4			4,1		
	4,3			4,2		
	4,4			3,6		
	4,3			4,4		

B. Ergebnisse zur experimentellen Untersuchung des Extrusionsprozesses

Tabelle 9.2: Ergebnisse Extrusionsversuche Teil 1, Kapitel 5.3

Ver- suchs #	Faktoren			Extrusionslänge in %			Geradheit in %			Rundheit					
	T_D °C	v_F mm/min	p_L bar	Wert	Ø	Stand abw.	Wert	Ø	Stand abw.	Wert	Ø	Stand abw.			
1	1.1	210	100	0	70,71	69,76	2,30	85,86	93,51	7,14	96,32	89,78	9,24		
	1.2				67,14			94,68			-				
	1.3				71,43			100			83,25				
2	2.1			1,5	71,43		71,43	2,86		90,00	96,67			5,77	96,96
	2.2				68,57					100					96,15
	2.3				74,29					100					96,89
3	3.1		1000	0	71,43	74,76	2,89	89,00	89,48	3,76	93,12	91,46	2,07		
	3.2				76,43			85,98			92,13				
	3.3				76,43			93,46			89,14				
4	4.1			1,5	74,29		71,43	69,52		96,15	94,22			5,99	95,62
	4.2				71,43					99,00					94,64
	4.3				62,86					87,50					95,19
5	5.1	290	100	0	85,71	83,57	4,34	33,33	32,87	3,74	57,79	57,00	1,11		
	5.2				78,57			36,36			56,21				
	5.3				86,43			28,93			-				
6	6.1			1,5	87,86		85,00	3,27		96,75	98,64			1,69	94,28
	6.2				85,71					99,17					95,86
	6.3				81,43					100					95,76
7	7.1		1000	0	86,43	83,33	2,70	92,56	95,78	3,28		77,38	76,64	0,97	
	7.2				81,43			99,12				77,01			
	7.3				82,14			95,65				75,54			
8	8.1			1,5	86,43		82,38	3,67		88,43	88,18	3,85			91,64
	8.2				79,29					91,89					93,19
	8.3				81,43					84,21					88,67

Tabelle 9.3: Ergebnisse Extrusionsversuche Teil 2, Kapitel 5.3

Ver- suchs #	Faktoren			Strangaufweitung in %			Porengehalt in Vol.-%			Faserverteilung					
	T_D °C	v_F mm/min	p_L bar	Wert	Ø	Stand abw.	Wert	Ø	Stand abw.	Wert	Ø	Stand abw.			
1	1.1	210	100	0	-3,76	-0,02	3,74	2,17	3,43	0,94	84,20	78,18	8,51		
	1.2				-0,03			3,68			-				
	1.3				3,73			4,43			72,17				
2	2.1			1,5	-4,16		-4,52	0,35		1,23	1,62			0,36	89,03
	2.2				-4,86					2,10					83,73
	2.3				-4,54					1,53					89,99
3	3.1		1000	0	9,31	13,75	6,16	8,78	8,63	0,24		81,69	81,69	0,66	
	3.2				11,16			8,81				81,10			
	3.3				20,77			8,29				82,40			
4	4.1			1,5	9,46		4,55	4,27		13,05	9,29	2,75			80,14
	4.2				1,74					6,55					84,13
	4.3				2,45					8,27					84,56
5	5.1	290	100	0	34,37	40,96	9,32	32,16	22,99	8,13		72,81	66,89	8,38	
	5.2				-			16,64				60,96			
	5.3				47,55			20,17				-			
6	6.1			1,5	-0,51		-1,02	0,52		3,74	4,93	1,84			87,21
	6.2				-1,55					7,53					91,23
	6.3				-1,02					3,53					84,78
7	7.1		1000	0	17,70	14,10	4,58	9,22	9,75	1,35		69,74	68,01	2,44	
	7.2				15,64			11,60				-			
	7.3				8,94			8,44				66,29			
8	8.1			1,5	8,55		7,56	3,22		7,89	6,89	1,03			83,33
	8.2				3,97					5,48					85,01
	8.3				10,17					7,31					83,98

C. Ergebnisse zur experimentellen Untersuchung der Einzelstrangablage

Tabelle 9.4: Multiplikatoren für Extrusionsgeschwindigkeit, Ablegeversuche und Versuche zur Strangverbindung, Kapitel 5.4.1 und 5.4.2

Ablage aufs Druckbett				
T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	d_Z mm	Multiplikator für v_F
210	100	0,5	0,8	1,21
			1,4	1,22
		1,5	0,8	1,39
			1,4	1,25
	500	0,5	0,8	1,26
			1,4	1,24
1,5		0,8	1,30	
		1,4	1,31	
290	100	0,5	0,8	1,20
			1,4	1,20
		1,5	0,8	1,20
			1,4	1,20
	500	0,5	0,8	1,23
			1,4	1,23
		1,5	0,8	1,23
			1,4	1,23
Ablage in den Raum				
210	100	1,5	-	1,21
		3,0		1,21
	500	1,5		1,27
		3,0		1,27
290	100	1,5		1,21
		3,0		1,21
	500	1,5		1,27
		3,0		1,27

Tabelle 9.5: Anzahl der am Druckbett haftenden Proben bei der Einzelstrangablage, Kapitel 5.4.1

Ver- suchs #	Faktoren				Nicht haftende Proben	
	T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	d_Z mm	Anzahl	in %
1	210	100	0,5	0,8	0	0
2			1,5	1,4	5	100
3		500	0,5	1,4	0	0
4			1,5	0,8	2	40
5	290	100	0,5	1,4	0	0
6			1,5	0,8	1	20
7		500	0,5	0,8	0	0
8			1,5	1,4	0	0

Tabelle 9.6: Ablegeversuche Druckbett, Strangbreite, Kapitel 5.4.1

Ver- suchs #	Faktoren				Breite in mm									
	T_D °C	v_Y mm/min	p_L bar	d_Z mm	Vor Knick			Im Knick			Nach Knick			
					Wert	Ø	Stan abw.	Wert	Ø	Stan abw.	Wert	Ø	Stan abw.	
1	1.1	210	0,5	0,8	3,65	3,69	0,17	4,95	5,43	0,67	4,21	4,14	0,57	
	1.2				3,44			5,63			4,05			
	1.3				3,73			4,47			3,70			
	1.4				3,98			6,04			3,54			
	1.5				3,65			6,24			5,18			
2	2.1		210	1,5	1,4	2,94	2,84	0,09	3,23	3,29	0,12	3,06	3,17	0,12
	2.2					2,84			3,29			3,23		
	2.3					2,69			3,11			3,28		
	2.4					2,80			3,41			3,30		
	2.5					2,94			3,43			2,99		
3	3.1	210		0,5	1,4	3,89	3,42	0,38	4,92	4,94	0,86	4,40	4,21	0,60
	3.2					2,98			3,57			4,99		
	3.3					3,15			5,87			3,16		
	3.4					3,21			5,39			4,11		
	3.5					3,85			-			4,41		
4	4.1		210	1,5	0,8	-	3,56	0,16	-	4,01	0,59	5,26	4,08	0,63
	4.2					3,51			3,69			4,01		
	4.3					3,50			3,92			3,49		
	4.4					3,83			4,99			4,08		
	4.5					3,39			3,46			3,57		
5	5.1	290		0,5	1,4	3,97	3,62	0,30	4,34	4,85	0,33	3,35	3,91	0,35
	5.2					3,53			5,11			4,09		
	5.3					3,76			4,61			4,22		
	5.4					3,09			5,22			3,67		
	5.5					3,74			4,99			4,25		
6	6.1		290	1,5	0,8	4,33	3,75	0,37	5,28	4,98	0,49	4,33	4,19	0,18
	6.2					3,96			5,61			4,04		
	6.3					3,70			4,88			4,25		
	6.4					3,50			4,98			3,92		
	6.5					3,28			4,14			4,40		
7	7.1	290		0,5	0,8	4,79	4,38	1,06	-	5,35	0,97	5,43	5,50	0,81
	7.2					5,85			6,85			5,64		
	7.3					4,42			4,57			4,08		
	7.4					2,58			4,43			6,58		
	7.5					4,24			5,55			5,79		
8	8.1		290	1,5	1,4	3,71	4,50	0,87	4,59	5,37	0,67	3,01	4,34	0,81
	8.2					6,08			-			4,67		
	8.3					4,52			6,40			5,45		
	8.4					3,69			5,02			4,01		
	8.5					4,50			5,47			4,56		

Tabelle 9.7: Ablegeversuche Druckbett, Porengehalt, Kapitel 5.4.1

Ver- suchs #	Faktoren				Porengehalt in Vol.-%									
	T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	d_Z mm	Vor Knick			Im Knick			Nach Knick			
					Wert	Ø	Stan abw.	Wert	Ø	Stan abw.	Wert	Ø	Stan abw.	
1	1.1	210	0,5	0,8	6,37	12,73	3,74	5,87	12,53	3,77	5,14	16,03	5,75	
	1.2				14,20			15,55			19,61			
	1.3				11,66			16,36			19,24			
	1.4				17,77			13,65			20,86			
	1.5				13,65			11,23			15,31			
2	2.1		1,5	1,4	7,82	11,88	3,70	15,40	14,20	2,94	19,52	16,14	3,82	
	2.2				11,99			15,07			21,21			
	2.3				8,74			8,45			13,28			
	2.4				18,33			15,21			10,91			
	2.5				12,51			16,85			15,75			
3	3.1		500	0,5	1,4	30,67	28,11	4,07	39,31	29,02	5,87	15,58	16,39	2,54
	3.2					34,00			22,51			13,65		
	3.3					28,75			30,43			20,55		
	3.4					23,48			24,33			15,78		
	3.5					23,66			28,51			-		
4	4.1	1,5		0,8	18,61	17,86	5,47	24,63	22,75	2,93	24,15	23,15	4,48	
	4.2				9,87			25,28			31,18			
	4.3				-			-			21,85			
	4.4				25,29			23,27			20,58			
	4.5				17,64			17,83			18,01			
5	5.1	290		0,5	1,4	19,52	18,07	6,75	-	22,25	4,41	9,80	14,11	4,22
	5.2					7,14			21,81			10,07		
	5.3					25,96			15,64			19,15		
	5.4					14,25			23,64			17,42		
	5.5					23,50			27,90			-		
6	6.1		1,5	0,8	16,30	14,13	4,03	13,14	19,02	3,65	22,68	15,62	4,32	
	6.2				15,81			23,86			16,65			
	6.3				19,60			21,72			13,27			
	6.4				9,26			18,33			15,93			
	6.5				9,66			18,06			9,56			
7	7.1		500	0,5	0,8	9,50	11,77	3,24	-	16,95	7,00	36,16	32,90	5,24
	7.2					7,98			6,25			-		
	7.3					13,39			23,00			24,46		
	7.4					-			23,39			32,77		
	7.5					16,21			15,15			38,20		
8	8.1	1,5		1,4	28,72	24,15	8,52	24,48	20,79	2,65	34,66	22,63	7,47	
	8.2				-			-			24,64			
	8.3				35,85			21,23			11,39			
	8.4				16,46			20,40			21,16			
	8.5				15,58			17,05			21,29			

Tabelle 9.8: Ablegeversuche Druckbett, Faserschwerpunkt, x-Achse, Kapitel 5.4.1

Ver- suchs #	Faktoren				Faserschwerpunkt x-Achse in μm									
	T_D $^{\circ}\text{C}$	v_V mm/min	p_L bar	d_Z mm	Vor Knick			Im Knick			Nach Knick			
					Wert	\emptyset	Stan abw.	Wert	\emptyset	Stan abw.	Wert	\emptyset	Stan abw.	
1	1.1	210	0,5	0,8	-	-2	17	218	-415	379	74	-134	302	
	1.2				-20			-420			-142			
	1.3				5			-755			-13			
	1.4				24			-277			122			
	1.5				-17			-842			-712			
2	2.1		1,5	1,4	-43	10	29	280	-119	261	-35	-166	115	
	2.2				-26			-25			-375			
	2.3				53			-187			-187			
	2.4				18			-134			-118			
	2.5				48			-527			-117			
3	3.1		500	0,5	1,4	-310	-110	192	681	296	300	-190	-89	105
	3.2					197			-123			-229		
	3.3					-319			474			-20		
	3.4					-71			429			-57		
	3.5					-45			18			52		
4	4.1	1,5		0,8	95	-6	67	-	-221	330	-73	-206	214	
	4.2				-97			-335			-213			
	4.3				-49			233			-603			
	4.4				-14			-672			-158			
	4.5				35			-111			18			
5	5.1	290		0,5	1,4	-41	71	100	372	170	151	24	-48	42
	5.2					41			69			-98		
	5.3					239			-14			-62		
	5.4					-3			325			-30		
	5.5					122			96			-73		
6	6.1		1,5	0,8	-49	14	93	-212	-15	317	-75	-94	188	
	6.2				-52			435			148			
	6.3				66			75			-132			
	6.4				-69			124			9			
	6.5				174			-498			-418			
7	7.1		0,5	0,8	-8	-20	94	-245	-42	197	154	209	45	
	7.2				-101			112			246			
	7.3				85			-228			175			
	7.4				76			194			261			
	7.5				-151			-245			-			
8	8.1	1,5	1,4	-380	-27	189	44	14	103	104	-89	158		
	8.2			80			-			-232				
	8.3			-7			108			-311				
	8.4			177			64			-39				
	8.5			-5			-160			35				

Tabelle 9.9: Ablegeversuche Druckbett, Faserschwerpunkt, y-Achse, Kapitel 5.4.1

Ver- suchs #	Faktoren				Faserschwerpunkt y-Achse in μm									
	T_D $^{\circ}\text{C}$	v_V mm/min	p_L bar	d_Z mm	Vor Knick			Im Knick			Nach Knick			
					Wert	\emptyset	Stan abw.	Wert	\emptyset	Stan abw.	Wert	\emptyset	Stan abw.	
1	1.1	210	0,5	0,8	-47	-30	51	-75	-153	105	-40	-35	58	
	1.2				6			-185			18			
	1.3				-78			-327			-16			
	1.4				-80			-156			8			
	1.5				52			-20			-143			
2	2.1		1,5	1,4	-157	12	95	-56	-10	64	38	18	42	
	2.2				68			87			-45			
	2.3				14			-13			-10			
	2.4				9			27			30			
	2.5				127			-96			77			
3	3.1		500	0,5	1,4	-156	-97	78	-213	-97	78	85	35	37
	3.2					19			-33			2		
	3.3					-156			1			63		
	3.4					-164			-153			39		
	3.5					-26			-88			-16		
4	4.1	1,5		0,8	-1	-11	94	-	9	60	10	-17	75	
	4.2				100			75			2			
	4.3				-184			-82			-160			
	4.4				-5			48			1			
	4.5				35			-5			62			
5	5.1	290		0,5	1,4	-161	-180	36	-136	-74	46	-72	13	54
	5.2					-185			-97			-22		
	5.3					-122			2			24		
	5.4					-200			-53			60		
	5.5					-229			-86			76		
6	6.1		1,5	0,8	6	4	76	-64	-29	29	-49	-7	61	
	6.2				-59			-13			-104			
	6.3				-63			-50			20			
	6.4				-10			9			54			
	6.5				147			-			46			
7	7.1		0,5	0,8	-77	-85	52	-154	-161	77	-61	-61	68	
	7.2				-57			-240			-59			
	7.3				-156			-38			-185			
	7.4				-8			-212			-6			
	7.5				-129			-154			7			
8	8.1	1,5	1,4	-353	-25	170	-70	-37	81	102	44	41		
	8.2			48			-			6				
	8.3			145			67			85				
	8.4			17			-149			27				
	8.5			18			5			2				

Tabelle 9.10: Ablegeversuche Druckbett, Faserverteilung, Kapitel 5.4.1

Ver- suchs #	Faktoren				Faserverteilung in %									
	T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	d_Z mm	Vor Knick			Im Knick			Nach Knick			
					Wert	Ø	Stan abw.	Wert	Ø	Stan abw.	Wert	Ø	Stan abw.	
1	1.1	210	0,5	0,8	81,04	77,80	5,56	64,31	71,61	6,54	74,22	76,04	1,46	
	1.2				85,52			72,93			75,20			
	1.3				71,25			82,08			75,31			
	1.4				71,61			73,80			78,14			
	1.5				79,57			64,95			77,34			
2	2.1		210	1,5	1,4	65,28	76,39	6,82	63,62	69,93	5,08	83,21	78,40	3,27
	2.2					78,06			75,76			79,67		
	2.3					84,48			64,10			77,85		
	2.4					81,52			73,86			73,08		
	2.5					72,60			72,32			78,21		
3	3.1	210		0,5	1,4	54,33	63,80	8,18	39,11	64,74	14,56	76,60	82,07	3,32
	3.2					72,71			82,02			81,78		
	3.3					55,23			73,81			82,12		
	3.4					63,34			61,10			82,82		
	3.5					73,41			67,66			87,03		
4	4.1		210	1,5	0,8	87,55	77,82	10,37	-	70,07	9,96	81,97	79,36	2,63
	4.2					75,74			69,67			78,71		
	4.3					58,77			68,67			82,82		
	4.4					85,79			56,95			76,04		
	4.5					81,27			85,00			77,28		
5	5.1	290		0,5	1,4	57,36	57,70	6,10	63,12	67,82	7,85	58,73	72,61	7,29
	5.2					58,70			74,82			78,12		
	5.3					67,58			74,75			75,22		
	5.4					56,39			71,74			78,57		
	5.5					48,45			54,65			72,41		
6	6.1		290	1,5	0,8	75,22	69,67	7,64	63,78	59,51	7,47	74,61	65,73	9,77
	6.2					68,53			55,52			48,10		
	6.3					66,88			59,74			68,69		
	6.4					80,06			70,32			74,21		
	6.5					57,65			48,21			63,05		
7	7.1	290		0,5	0,8	61,75	62,35	13,71	-	62,68	9,67	68,71	71,17	5,90
	7.2					57,96			56,18			71,13		
	7.3					45,69			55,93			61,83		
	7.4					87,46			79,27			74,86		
	7.5					58,86			59,33			79,35		
8	8.1		290	1,5	1,4	33,10	66,64	17,53	74,91	75,63	6,87	81,26	74,63	4,50
	8.2					72,67			-			77,42		
	8.3					66,78			81,64			68,34		
	8.4					79,43			64,69			71,47		
	8.5					81,22			81,30			74,63		

Tabelle 9.11: Ablegeversuche Raum, Strangbreite, siehe Kapitel 5.4.1

Ver- suchs #	Faktoren			Breite in mm										
	T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	Vor Knick			Im Knick			Nach Knick				
				Wert	Ø	Stand abw.	Wert	Ø	Stand abw.	Wert	Ø	Stand abw.		
1	1.1	210	100	3	1,94	1,99	0,04	2,36	2,17	0,12	2,47	2,57	0,09	
	1.2				1,97			2,09			2,63			
	1.3				1,97			2,10			2,65			
	1.4				1,98			2,04			2,64			
	1.5				2,07			2,26			2,45			
2	2.1		210	200	1,5	1,97	2,04	0,08	2,67	2,61	0,19	2,97	2,86	0,23
	2.2					2,11			2,67			2,64		
	2.3					1,97			2,89			3,23		
	2.4					2,00			2,34			2,59		
	2.5					2,16			2,47			2,84		
3	3.1	290		100	1,5	2,02	1,97	0,02	2,89	2,71	0,23	2,62	3,08	0,42
	3.2					1,98			2,97			3,78		
	3.3					1,96			2,34			3,28		
	3.4					1,95			2,54			3,05		
	3.5					1,96			2,79			2,69		
4	4.1		290	200	3	1,86	2,04	0,09	2,13	1,96	0,18	2,16	2,13	0,10
	4.2					2,13			1,72			2,29		
	4.3					2,09			1,95			2,12		
	4.4					2,04			2,19			2,09		
	4.5					2,08			1,83			1,99		

Tabelle 9.12: Ablegeversuche Raum, Porengehalt, siehe Kapitel 5.4.1

Ver- suchs #	Faktoren			Porengehalt in Vol.-%										
	T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	Vor Knick			Im Knick			Nach Knick				
				Wert	Ø	Stand abw.	Wert	Ø	Stand abw.	Wert	Ø	Stand abw.		
1	1.1	210	100	3	8,04	4,95	3,09	6,54	3,93	3,23	5,88	4,87	1,81	
	1.2				4,02			0,92			2,76			
	1.3				9,11			8,97			7,89			
	1.4				1,69			2,10			3,84			
	1.5				1,87			1,15			3,97			
2	2.1		210	200	1,5	3,91	4,60	2,80	1,20	5,26	3,41	29,56	19,28	7,77
	2.2					1,01			1,86			7,39		
	2.3					2,99			6,05			25,78		
	2.4					9,27			6,72			17,32		
	2.5					5,79			10,48			16,35		
3	3.1	290		100	1,5	3,55	3,97	0,92	24,17	17,38	7,50	27,61	31,22	10,90
	3.2					-			25,94			45,80		
	3.3					3,40			9,86			20,57		
	3.4					5,55			7,35			42,35		
	3.5					3,37			19,57			19,75		
4	4.1		290	200	3	4,34	4,16	1,72	12,27	8,18	3,37	25,26	21,09	4,27
	4.2					1,61			11,67			27,16		
	4.3					6,31			7,89			18,06		
	4.4					2,91			3,74			18,42		
	4.5					5,61			5,32			16,54		

Tabelle 9.13: Ablegeversuche Raum, Faserschwerpunkt, x-Achse, Kapitel 5.4.1

Ver- suchs #		Faktoren			Faserschwerpunkt x-Achse in μm									
					Vor Knick			Im Knick			Nach Knick			
		T_D $^{\circ}\text{C}$	v_V mm/min	p_L bar	Wert	\emptyset	Stand abw.	Wert	\emptyset	Stand abw.	Wert	\emptyset	Stand abw.	
1	1.1	210	100	3	-10	48	48	277	53	127	79	16	64	
	1.2				83			61			-79			
	1.3				48			11			-6			
	1.4				117			-115			97			
	1.5				4			30			-11			
2	2.1		200	1,5	1,5	-2	4	16	35	34	54	64	46	16
	2.2					-7			8			41		
	2.3					4			14			-		
	2.4					-10			-23			23		
	2.5					35			135			57		
3	3.1	290		100	1,5	-9	11	28	90	114	138	117	228	110
	3.2					13			127			422		
	3.3					1			-16			224		
	3.4					63			1			251		
	3.5					-13			368			128		
4	4.1		200	200	3	-8	37	68	61	96	73	236	302	178
	4.2					-36			207			363		
	4.3					106			59			331		
	4.4					132			149			563		
	4.5					-8			3			16		

Tabelle 9.14: Ablegeversuche Raum, Faserschwerpunkt, y-Achse, Kapitel 5.4.1

Ver- suchs #		Faktoren			Faserschwerpunkt y-Achse in μm									
					Vor Knick			Im Knick			Nach Knick			
		T_D $^{\circ}\text{C}$	v_V mm/min	p_L bar	Wert	\emptyset	Stand abw.	Wert	\emptyset	Stand abw.	Wert	\emptyset	Stand abw.	
1	1.1	210	100	3	-9	-35	42	-197	-67	-84	-57	-42	29	
	1.2				-101			-100			-54			
	1.3				-68			-86			-79			
	1.4				5			43			0			
	1.5				-4			3			-18			
2	2.1		200	1,5	1,5	1	-21	34	-3	-14	-30	-185	-105	52
	2.2					-24			-43			-111		
	2.3					-1			-11			-121		
	2.4					-85			-48			-85		
	2.5					6			35			-26		
3	3.1	290		100	1,5	-17	12	69	-259	-105	-94	-160	-266	182
	3.2					40			-84			-396		
	3.3					50			33			-41		
	3.4					-105			-83			-548		
	3.5					94			-134			-185		
4	4.1		200	200	3	69	9	62	-70	-124	-174	-232	-344	179
	4.2					10			-154			-582		
	4.3					66			77			-457		
	4.4					-101			-439			-382		
	4.5					3			-32			-65		

Tabelle 9.15: Ablegeversuche Raum, Faserverteilung, Kapitel 5.4.1

Ver- suchs #	Faktoren			Faserverteilung in %										
	T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	Vor Knick			Im Knick			Nach Knick				
				Wert	Ø	Stand abw.	Wert	Ø	Stand abw.	Wert	Ø	Stand abw.		
1	1.1	210	100	3	64,76	69,05	4,20	73,81	74,98	4,29	65,79	73,14	4,00	
	1.2				72,08			78,50			74,13			
	1.3				75,81			77,87			72,62			
	1.4				66,23			67,05			77,36			
	1.5				66,39			77,66			75,79			
2	2.1		200	1,5	65,21	71,39	6,43	76,32	75,31	2,37	62,65	69,12	4,13	
	2.2				81,88			79,38			73,66			
	2.3				73,52			74,74			66,30			
	2.4				64,09			72,81			72,80			
	2.5				72,25			73,31			70,19			
3	3.1		290	100	1,5	72,39	66,75	3,65	74,09	73,11	2,94	73,31	71,38	3,75
	3.2					69,46			67,95			72,58		
	3.3					62,45			72,76			64,10		
	3.4					65,28			73,75			72,10		
	3.5					64,15			77,01			74,80		
4	4.1	200		3	70,44	69,22		84,82	80,49	3,25	77,21	74,10	6,79	
	4.2				66,70			81,97			82,63			
	4.3				71,72			80,22			74,92			
	4.4				64,38			74,86			61,95			
	4.5				72,89			80,58			73,81			

D. Ergebnisse zur experimentellen Untersuchung der Strangverbindung

Tabelle 9.16: Abmessungen der einlagigen Biegeproben, Kapitel 5.4.2

Versuchs #	Faktoren				Höhe in mm		Breite in mm	
	T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	d_z mm	Wert-Ø	Stand. abw.	Ø- Wert	Stand. abw.
1	210	100	0,5	1,4	1,37	0,03	13,75	0,22
2			1,5	1,7	1,35	0,08	13,66	0,74
3		500	0,5	1,7	1,77	0,04	13,01	0,68
4			1,5	1,4	1,74	0,03	13,90	0,28
5	290	100	0,5	1,7	1,49	0,10	14,14	0,34
6			1,5	1,4	1,33	0,02	13,69	0,31
7		500	0,5	1,4	1,72	0,09	13,72	0,14
8			1,5	1,7	1,66	0,08	14,08	0,75

Tabelle 9.17: Abmessungen der zweilagigen Biegeproben, Kapitel 5.4.2

Versuchs #	Faktoren					Höhe in mm		Breite in mm		
	T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	d_z mm	T_A °C	Wert-Ø	Stand. abw.	Ø- Wert	Stand. abw.	
1	210	100	0,5	1,4	110	3,10	0,05	14,42	0,32	
2				1,7	60	2,97	0,08	14,43	0,24	
3				1,4	60	2,65	0,06	14,85	0,41	
4				1,7	110	2,88	0,02	14,50	0,60	
5			500	0,5	1,4	60	3,32	0,09	15,74	0,31
6					1,7	110	3,30	0,07	14,51	0,54
7				1,5	1,4	110	3,13	0,26	17,24	1,60
8					1,7	60	3,62	0,19	15,35	0,17
9		290	100	0,5	1,4	60	2,60	0,10	14,93	0,54
10					1,7	110	2,99	0,16	14,77	0,44
11				1,5	1,4	110	2,63	0,05	13,89	0,35
12					1,7	60	2,88	0,0384	13,84	0,13
13			500	0,5	1,4	110	3,15	0,02	14,90	0,72
14					1,7	60	3,40	0,26	14,55	0,55
15				1,5	1,4	60	2,95	0,15	15,42	0,37
16					1,7	110	3,30	0,05	14,89	0,25

Tabelle 9.18: Biegefestigkeit und -steifigkeit der einlagigen Biegeproben, Kapitel 5.4.2

Versuchs #	Faktoren				Biegefestigkeit in MPa			Biegesteifigkeit in GPa			
	T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	d_Z mm	Wert	Ø	Stand. abw.	Wert	Ø	Stand. abw.	
1	1.1	210	100	0,5	1,4	328,08	355,03	40,83	16,40	16,87	0,90
	1.2					335,01			17,90		
	1.3					402,01			16,30		
2	2.1					278,64			15,9		
	2.2					271,44			17,2		
	2.3					233,72			14,5		
3	3.1		500	0,5	1,7	136,35	134,78	26,72	9,17	8,42	2,26
	3.2					107,31			5,88		
	3.3					160,67			10,2		
4	4.1					127,99			8,68		
	4.2					108,44			5,63		
	4.3					124,71			8,22		
5	5.1	290	100	0,5	1,7	194,04	229,55	44,63	11,00	13,90	2,95
	5.2					279,65			16,90		
	5.3					214,97			13,80		
6	6.1					257,00			16,7		
	6.2					236,49			17,9		
	6.3					286,65			15,5		
7	7.1		500	0,5	1,4	280,87	300,69	40,92	9,04	11,35	2,12
	7.2					273,44			13,20		
	7.3					347,75			11,80		
8	8.1					142,09			8,39		
	8.2					161,82			11,2		
	8.3					147,33			11,3		

Tabelle 9.19: Porengehalt der einlagigen Biegeproben, Kapitel 5.4.2

Versuchs #	Faktoren				Porengehalt in Vol.-%					
	T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	d_Z mm	Wert	Ø	Stand. abw.			
1	1.1	210	100	0,5	1,4	20,62	19,93	1,90		
	1.2					21,38				
	1.3					17,78				
2	2.1					15,42			14,75	1,26
	2.2					15,54				
	2.3					13,30				
3	3.1		500	0,5	1,7	27,32	28,79	1,34		
	3.2					29,14				
	3.3					29,92				
4	4.1					28,89			27,54	2,72
	4.2					29,32				
	4.3					24,40				
5	5.1	290	100	0,5	1,7	21,19	22,99	1,91		
	5.2					22,79				
	5.3					25,00				
6	6.1					14,86			14,66	2,35
	6.2					16,91				
	6.3					12,22				
7	7.1		500	0,5	1,4	28,40	27,56	2,29		
	7.2					24,97				
	7.3					29,32				
8	8.1					32,33			31,18	4,23
	8.2					26,50				
	8.3					34,75				

Tabelle 9.20: Biegefestigkeit und -steifigkeit der zweilagigen Biegeproben, siehe Kapitel 5.4.2

Versuchs #		Faktoren					Biegefestigkeit in MPa			Biegesteifigkeit in GPa					
		T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	d_Z mm	T_A °C	Wert	Ø	Stand. abw.	Wert	Ø	Stand. abw.			
1	1.1	210	100	0,5	1,4	110	200,19	190,99	8,86	11,60	11,67	0,80			
	1.2						190,28			12,50					
	1.3						182,50			10,90					
2	2.1				1,7	60	113,99			102,26			10,66	13,40	
	2.2						93,14							10,20	
	2.3						99,66							11,90	
3	3.1			1,5	1,4	60	137,31	135,30	20,37	14,70					
	3.2						113,99			13,30					
	3.3						154,58			12,20					
4	4.1				1,7	110	118,38			111,39	6,10	5,33			
	4.2						108,64					2,87			
	4.3						107,14					6,09			
5	5.1		500	0,5	1,4	60	114,41	108,55	5,70			8,05	7,30	0,81	
	5.2						103,02					6,44			
	5.3						108,20					7,40			
6	6.1				1,7	110	120,85			120,85	10,99	8,40			
	6.2	136,24					9,66								
	6.3	105,45					6,98								
7	7.1	1,5		1,4	110	106,59	115,29	9,39	7,76			7,69	0,76		
	7.2					125,24			8,41						
	7.3					114,05			6,89						
8	8.1			1,7	60	85,43			87,67	12,45	3,68			4,44	0,73
	8.2					101,09					4,52				
	8.3					76,49					5,13				
9	9.1	290	0,5	1,4	60	194,08	209,80	21,37			14,20	15,80	1,51		
	9.2					234,14					16,00				
	9.3					201,20					17,20				
10	10.1			1,7	110	165,13			154,90	12,45	15,00			15,33	3,92
	10.2					146,03					15,40				
	10.3					153,53					15,60				
11	11.1		1,5	1,4	110	228,84	198,52	32,55			17,60	14,50	3,50		
	11.2					164,13					10,70				
	11.3					202,58					15,20				
12	12.1			1,7	60	127,62			125,01	6,66	7,87			7,42	1,62
	12.2					117,49					8,76				
	12.3					129,97					5,62				
13	13.1	500	0,5	1,4	110	139,13	136,50	19,27			9,34	9,71	1,25		
	13.2					116,05					8,69				
	13.3					154,32					11,10				
14	14.1			1,7	60	110,03			130,24	11,41	5,41			8,08	2,84
	14.2					125,06					8,14				
	14.3					155,65					10,70				
15	15.1		1,5	1,4	60	127,06	136,02	18,51			8,71	9,84	1,02		
	15.2					123,70					10,10				
	15.3					157,31					10,70				
16	16.1			1,7	110	111,87			125,05	11,57	8,05			9,78	1,50
	16.2					133,58					10,70				
	16.3					129,69					10,60				

Tabelle 9.21: Porengehalt der zweilagigen Biegeproben, siehe Kapitel 5.4.2

Versuchs #		Faktoren					Porengehalt in Vol.-%		
		T_D °C	v_V mm/min	p_L bar	d_Z mm	T_A °C	Wert	Ø	Stand. abw.
1	1.1	210	100	0,5	1,4	110	29,46	28,91	29,30
	1.2						30,18		
	1.3						27,10		
2	2.1			1,7	60	28,10			
	2.2					32,01			
	2.3					27,78			
3	3.1		1,5	1,4	60	20,55	20,59	1,44	
	3.2					22,05			
	3.3					19,17			
4	4.1		1,7	110	1,5	12,15	15,27	3,63	
	4.2					14,40			
	4.3					19,25			
5	5.1		500	0,5	1,4	60	39,23	36,16	3,62
	5.2						32,16		
	5.3						37,10		
6	6.1			1,7	110	0,5	33,20	35,77	4,99
	6.2	32,59							
	6.3	41,52							
7	7.1	1,5	110	1,5	41,10	40,87	3,54		
	7.2				44,29				
	7.3				37,23				
8	8.1	1,7	60	1,5	49,21	41,80	6,50		
	8.2				39,13				
	8.3				37,07				
9	9.1	290	0,5	1,4	60	15,40	16,38	0,97	
	9.2					16,38			
	9.3					17,35			
10	10.1		1,7	110	0,5	20,96	24,83	4,03	
	10.2					24,52			
	10.3					29,00			
11	11.1	1,5	110	1,5	19,61	16,44	3,30		
	11.2				16,68				
	11.3				13,02				
12	12.1	1,7	60	1,5	18,89	18,25	0,91		
	12.2				18,65				
	12.3				17,20				
13	13.1	500	0,5	1,4	110	30,14	31,11	1,48	
	13.2					32,81			
	13.3					30,37			
14	14.1		1,7	60	0,5	38,93	39,49	4,42	
	14.2					44,16			
	14.3					35,38			
15	15.1	1,5	60	1,5	34,96	32,73	7,66		
	15.2				24,20				
	15.3				39,03				
16	16.1	1,7	110	1,5	34,61	36,28	2,45		
	16.2				39,09				
	16.3				35,14				

Betreute studentische Arbeiten

- Stepanenko, Dimitri: Messkonzept für die Charakterisierung des hydrodynamischen Tränkungsverhaltens gewickelter Preforms für hochbelastbare Faser-Kunststoff-Verbunde. IVW-Bericht: 2014-045, 2014
- Rauth, Florian: Analyse konkurrierender Prozessvarianten zur Verarbeitung neuartiger Harzsysteme mittels Wickeltechnik. IVW-Bericht: 2015-026, 2015
- Thees, Matthias: Entwicklung und Konstruktion von Schneideinheiten zum roboterunterstützten Tapelegen von Bindertapes und Thermoplast-Strängen. IVW-Bericht: 2015-039, 2015
- Fischer, Jonas: Ablegen von kontinuierlich verstärkten Strukturen mittels additiver Fertigung im Raum. IVW-Bericht: 2015-048, 2015
- Lenzen, Jan: Identifikation geeigneter Prozessparameter für die Erwärmung von Tapedmaterial mittels Heißgasdüse beim Tapelegeprozess. IVW-Bericht: 2015-054, 2015
- Weidmann, Stefan: Modifikation eines bestehenden Druckkopfes zur Verarbeitung endlosverstärkter Polymerfäden mittels 3D Druck Technologie. IVW-Bericht: 2015-062, 2015
- Becker, Jan; Loch, Alexander: Konzipierung und Konstruktion eines Tapelegekopfes zur Ablage von überbreiten Tapes. IVW-Bericht: 2015-065, 2015
- Clos, Felix; Ekerold, Roland: Konzeptionierung und Konstruktion eines Tapelegekopfs zur Ablage endlosfaserverstärkter Thermoplaststränge für einen Industrieroboter. IVW-Bericht: 2016-031, 2016
- Schichel, Lucas: Recherche zur Herstellung von endlosfaserverstärkten, vollimprägnierten Thermoplast-Tapes. IVW-Bericht: 2016-076, 2016
- Palvannan, Samraj: Simulation and analysis of gas flow through the hot gas torch for the thermoplastic tape laying process, IVW-Bericht: 2016-084, 2016
- Clausen, Jonathan: Entwicklung einer Rovingspreizeinheit. IVW-Bericht: 2017-006, 2017
- Valerius, Lukas: Untersuchung von Prüfmethode zur Anwendung auf 3D-gedruckte kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste. IVW-Bericht: 2017-032, 2017
- Jungbluth, Michael: Konzeption und Konstruktion eines Prüfstands zur Untersuchung eines neuartigen Verfahrens zur Faserdirektablage. IVW-Bericht: 2017-035, 2017
- Zantopp, Tina: Einfluss von Prozessparametern auf die Stabilität und Prozessgeschwindigkeit eines neuartigen Verfahrens zur Faserdirektablage. IVW-Bericht: 2017-044, 2017
- Hillenbrand, Christian: Auswahl eines Halbzeugs und Analyse des Extrusionsprozesses für ein additives Fertigungsverfahren mit kontinuierlicher Faserverstärkung. IVW-Bericht: 2017-063, 2017
- Győrvári, Dávid: Untersuchung der Anhaftung endlosfaserverstärkter Thermoplast-Stränge an einer Thermoplast-Matrix. IVW-Bericht: 2017-071, 2017
- Schäfer, Jens: Konstruktion eines robotergesteuerten Ablegekopfes zum 3D-Drucken faserverstärkter Thermoplaste. IVW-Bericht: 2017-072, 2017
- Köhler, Robert: Experimentelle Analyse des Ablegeprozesses beim 3D-Drucken kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaststränge. IVW-Bericht: 2018-041, 2018
- Dockweiler, Dennis: Experimentelle Analyse zur Konsolidierung 3D gedruckter kontinuierlich glasfaserverstärkter Thermoplaststränge. IVW-Bericht: 2018-075, 2018

Publikationen und Konferenzbeiträge

Zeitschriften (mit wissenschaftlicher Qualitätssicherung)

May, D.; Domm, M.; Mitschang, P.: Wet Fiber Placement: A novel manufacturing technology for continuously fiber reinforced polymers. *Journal of Composite Materials*, 2018

Domm, M.; Schlimbach, J.; Mitschang, P.: Characterization Method for Continuous Fiber Reinforced Thermoplastic Strands. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2019

Zeitschriften (ohne wissenschaftliche Qualitätssicherung)

Hausmann, J.; Mitschang, P.; Wetzel, B.; Breuer, U.; Domm, M. et al.: Anwendungsorientierte Forschung für den Leichtbau und neue Funktionen. *dIALOG, Materialwissenschaften und Werkstofftechnik, DGM*, 2018

Domm, M.: FKV-Spaltrohre für den Haushalt machen Energiesparen leicht. *Carbon Composites Magazin Fertigung & Bearbeitung*, 2018

Symposien und Konferenzbeiträge

Domm, M.; Motsch, N.: Konstruktion von Composite Bauteilen im Rohr-/Tank-& Anlagenbau, AVK Seminar, Frankfurt, Deutschland, 2015

Domm, M.; Fischer, J.; Mitschang, P.: Development of an Additive Manufacturing Process for the Processing of Continuous Fiber Reinforced Polymers. *ECCM 17*, München, Deutschland, 2016

Domm, M.; Funck, R.; Mitschang, P.: Highly Efficient Manufacturing Process for the Extensive Application of Composite Cans in Circulation Pumps. *3. IREC*, Düsseldorf, Deutschland, 2016

Domm, M.; Schlimbach, J.; Mitschang, P.: Optimizing Mechanical Properties of Additively Manufactured FRPC, *ICCM 21*, Xi'an, China, 2017

Schlimbach, J.; Domm, M.: Fiber Integrated Fused Deposition Modeling - 3D-Druck mit kontinuierlicher Faserverstärkung. *23. Nationales SAMPE Symposium*, Kaiserslautern, Deutschland, 2018

Domm, M.; Schlimbach, J.: FIFDM – Manufacturing Process for 3D Printed Fiber Reinforced Polymer Composites. *3. Hybrid Materials and Structures*, Bremen, Deutschland, 2018

Schlimbach, J.; Domm, M.: FIFDM: 3D Printing with Continuous Fiber Reinforcement. *3. 4D Printing & Meta Materials Conference*; Geleen, Niederlande, 2018

Domm, M.; Schlimbach, J.; Mitschang, P.: Characterization of A Novel Additive Manufacturing Process For FRPC, *SAMPE Europe Conference*, Southampton, Großbritannien, 2018

Schlimbach, J.; Domm, M.: FIFDM – Advanced 3D Printing with Continuous Fiber Reinforcement. *ICCM 22*, Melbourne, Australien, 2019

Patente

May, D.; Domm, M.: Vorrichtung und Verfahren zur Ablage von imprägnierten Fasern, Patent angemeldet, DE102016123505A1, 05.12.2016

Domm, M.; et al.: Verfahren zur Herstellung eines Faser-Kunststoffverbunds, Patent angemeldet, Anmeldenummer: 102018114662.0, 19.06.2019

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name, Vorname: Domm, Matthias

Geburtstag, -ort:

Staatsangehörigkeit: deutsch

Familienstand: ledig

Schulausbildung

1994 – 1995 Grundschule Homburg/Saar

1995 – 1998 Grundschule Stockach

1998 – 2007 Nellenburg-Gymnasium, Stockach

Abschluss: Allgemeine Hochschulreife

Studium

10/2007 - 05/2013 Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Maschinenbau

Abschluss: Dipl.-Ing.

Praktika

07/2005 ZF Friedrichshafen AG

07/2009 – 09/2007 ETO MAGNETIC GmbH

05/2011 – 09/2011 Herrenknecht AG

Beruf

08/2013 – 01/2019 Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Wissenschaftlicher Mitarbeiter, Verarbeitungstechnik

02/2019 – heute Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Projektkoordinator, Technologietransfer