

ENTWICKLUNG EINER
PROZESSMODIFIKATION FÜR
TEILKRISTALLINE THERMOPLASTE IM FUSED
LAYER MODELING

Zur Erlangung des akademischen Grades eines

Dr.-Ing.

von der Fakultät Maschinenbau

der Technischen Universität Dortmund

genehmigte Dissertation

Philipp Bengfort

aus

aus Coesfeld

Tag der mündlichen Prüfung: 15. Dezember 2023

Erstgutachter: Herr Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Bernd Künne

Zweitgutachter: Herr Prof. Dr.-Ing. Jens Bechthold

Dortmund, 2023

Zusammenfassung

Das Fused-Layer-Modeling (FLM)-Verfahren ist ein kosteneffizientes und vergleichsweise schnelles additives Fertigungsverfahren zur Verarbeitung thermoplastischer Kunststoffe. Insbesondere bei der Verarbeitung von teilkristallinen Thermoplasten kommt es zu verfahrensbedingten Mängeln, wie einem mangelhaften Lagenverbund und hohen Formabweichungen infolge von Materialschwindung und Verzug.

In der vorliegenden Arbeit wird diese Problemstellung anhand des Standes der Technik analysiert sowie eine Zielsetzung und ein Vorgehen zur Lösung abgeleitet. Der Lagenverbund hängt ebenso wie die Materialschwindung von den temperaturgetriebenen Verschweißungs- und Kristallisationsprozessen der Materieextrusion ab. Durch die lokale Laservorwärmung des Substrats soll die Verschweißung zwischen den Lagen gefördert werden. Gleichzeitig wird untersucht, ob der Kristallisationsprozess und die damit verbundene Materialschwindung durch die intensive lokal begrenzte Kühlung der abgelegten Schmelze beeinflusst wird.

Es ist ein rotatorischer Druckkopf entwickelt und vollfunktional in den 2,5-dimensionalen FLM-Prozess integriert worden. Auf zwei unabhängig voneinander rotierenden Achsen werden ein Lasermodul zur Vorwärmung des Substrats und ein Druckluftkühler zur gerichteten Kühlung der Schmelze um die Extrusionsdüse geführt. Um diesen modifizierten FLM-Prozess zu charakterisieren, werden die Zielgrößen Bauteilverzug und Lagenverbund in Abhängigkeit der Einflussfaktoren Drucktemperatur, Laserleistung, Kühlluftdruck und Layerzeit für den teilkristallinen Werkstoff Polyamid 12 (PA12) empirisch untersucht. Die Versuchsdurchführung beinhaltet die statistische Versuchsplanung, die Entwicklung geeigneter Untersuchungs- und Prüfmethode, die Probenfertigung und -nachbearbeitung sowie die Bauteilprüfung und statistische Ergebnisauswertung.

Mit dem modifizierten FLM-Prozess kann die Verarbeitung von PA12 optimiert werden. Insbesondere kann der Lagenverbund erhöht, der Verzug um bis zu 44 % verringert und die Anisotropie herabgesetzt werden. Darüber hinaus wird die Abhängigkeit gegenüber Prozessparametern, wie der Extrusions-, Druckbett- und Bauraumtemperatur sowie dem Störeinfluss der Layerzeit gemindert. So können Extrusions- und Druckbetttemperaturen ohne Festigkeitsverlust gesenkt werden. Durch die Laservorwärmung werden hohe Layerzeiten großer Bauteile kompensiert und ein hoher Lagenverbund erreicht.

Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen die Umsetzbarkeit und das enorme Potential des modifizierten FLM-Prozesses auf und liefern die Grundlage für weiterführende Forschung sowie für den Technologietransfer zu einem optimierten industriellen FLM-Verarbeitungsprozess für teilkristalline Thermoplaste.

Abstract

The FLM-process is a cost-efficient and comparatively fast additive manufacturing process for processing thermoplastics. Particularly in the processing of semi-crystalline thermoplastics, process-related deficiencies occur, such as a defective layer-bond and high deviations in shape due to material shrinkage and warpage.

In the presented work, this problem is analysed on the basis of the state of the art, goals and an approach for the solution are derived. The layer bonding as well as the material shrinkage depends on the temperature-driven welding and crystallisation processes of the material extrusion. Local laser preheating of the substrate is intended to promote the welding between the layers. At the same time, it is investigated whether the crystallisation process and the associated material shrinkage is influenced by the intensive localised cooling of the deposited melt.

A rotary print head has been developed and fully functionally integrated into the 2,5-dimensional FLM-process. A laser module for preheating the substrate and a compressed air cooler for directional cooling of the melt are guided around the extrusion nozzle on two independently rotating axes. In order to characterise this modified FLM-process, the target parameters component distortion and layer-bonding are empirically investigated as a function of the influencing factors nozzle temperature, laser power, cooling air pressure and layer time for the semi-crystalline material polyamide 12 (PA12). The experimental procedure includes the design of experiments, the development of suitable investigation and testing methods, the sample production and post-processing as well as the component testing and statistical evaluation of the results.

With the modified FLM-process, the processing of PA12 can be optimised. In particular, the layer bonding can be increased, the warpage can be reduced by up to 44% and the anisotropy can be decreased. Furthermore, the dependency on process parameters such as extrusion-, printbed- and chamber-temperature as well as the disturbing influence of the layer time is reduced. Thus, extrusion and print bed temperatures can be lowered without loss of strength. Laser preheating compensates for high layer times of large components and achieves a good layer-bonding.

The results of this work show the feasibility and the enormous potential of the modified FLM-process and provide the basis for further research as well as for the technology transfer to an optimised industrial FLM-process for semi-crystalline thermoplastics.

Inhaltsverzeichnis

Zusammenfassung

Abstract

Abkürzungsverzeichnis **IV**

Symbolverzeichnis **VI**

1 Einleitung **1**

2 Stand der Technik **4**

2.1 Das FLM-Verfahren 4

2.1.1 Additive Fertigungsverfahren 4

2.1.2 Allgemeines Verfahrensprinzip additiver Fertigungsverfahren 5

2.1.3 Grundlagen des FLM-Verfahrens 7

2.2 Grundlagen zu Polymer-Werkstoffen 10

2.2.1 Prozessbezogene Eigenschaften von Thermoplasten 13

2.2.2 Das verwendete Material - Polyamid (PA)12 - Arkema Rilsamid
AESNO TL 28

2.2.3 Prozess- und Einflussparameter des FLM-Verfahrens 32

2.3 Anisotropie FLM-gefertigter Bauteile 37

2.4 Bauteileigenspannungen und -verzug im FLM-Verfahren 51

2.5 Materialwissenschaftliche Ansätze zur Optimierung der Verarbeitbarkeit
teilkristalliner Thermoplaste 60

2.6 Prozesstechnische Ansätze zur Optimierung der Verarbeitbarkeit teilkristal-
liner Thermoplaste 63

3 Problemstellung, Zielsetzung und Vorgehen **70**

4 Entwicklung des rotatorischen Druckkopfes **77**

4.1 Entwicklung der Versuchsanlage 77

4.2 Voruntersuchungen und Konzepte 79

4.3 Konzeptionierung und Konstruktion des rotatorischen Druckkopfes 81

5	Versuchsdurchführung	96
5.1	Versuchssystem	97
5.1.1	FLM-Anlage	99
5.1.2	Ausrichtung des Kühlers	100
5.1.3	Kalibrierung der Laserleistung	101
5.1.4	Charakterisierung eines Kunststoffes	107
5.2	Vorversuche	109
5.2.1	Herstellung von Proben aus teilkristallinen Thermoplasten	109
5.2.2	Ermittlung und Festlegung von Parametern	113
5.2.3	Ermittlung von Prozessgrenzen	116
5.3	Statistische Versuchsplanung	117
5.4	Entwicklung der Prüfstrategien	124
5.4.1	Untersuchung des Bauteilverzugs	124
5.4.2	Untersuchung der mechanischen Bauteileigenschaften	130
5.5	Durchführung des Versuchsplans	138
5.5.1	Wasserstrahlschneiden der Zugproben	138
5.5.2	Konditionierung von Probekörpern	141
5.5.3	Vermessung der Zugprobekörper	141
6	Ergebnisbewertung und -diskussion	142
6.1	Auswertung des Bauteilverzugs	142
6.1.1	Ungültige Versuchsdurchführungen	142
6.1.2	Auswertung des Hauptversuchsplans	142
6.1.3	Einflussgröße Probenanzahl	149
6.2	Auswertung der Bauteilfestigkeit	151
6.2.1	Festigkeit in ZY-Ausrichtung (stehend)	153
6.2.2	Festigkeit in YX- und YZ-Ausrichtung	159
6.2.3	Festigkeit in Abhängigkeit der Probenanzahl (ZY-Ausrichtung)	161
6.3	Auswertung der Steifigkeit und des Bruchverhaltens	164
6.3.1	Stehende Proben in ZY-Ausrichtung	164
6.3.2	Liegende Proben in YX- und YZ-Ausrichtung	166
6.4	Abschließende Auswertung und Diskussion der Versuchsergebnisse	168
6.4.1	Zusammenführung von Festigkeit und Verzug	169
6.4.2	Anisotropie des modifizierten Verfahrens	172
6.4.3	Vergleich mit dem SLS-Verfahren	174
6.4.4	Bedeutung der Versuchsergebnisse für den FLM-Prozess	176
6.4.5	Praktische Anwendung und Übertragbarkeit	178
6.5	Wirtschaftliche Bedeutung	180
7	Zusammenfassung und Ausblick	183

Literaturverzeichnis	188
Abbildungsverzeichnis	210
Tabellenverzeichnis	213
A Anhang	214
A.1 Versuchspläne	216
A.1.1 Verzug_0	216
A.1.2 Verzug_1	218
A.1.3 Verzug_2	220
A.1.4 Festigkeit_stehend	222
A.1.5 Festigkeit_liegend	224
A.1.6 Reihenfolge der Versuchsdurchführung	225
A.2 Anhang: Versuchsergebnisse	230
A.3 Anhang: Versuchsauswertung	239
A.3.1 Auswertung des Bauteilverzugs	240
A.3.2 Auswertung der Bauteilfestigkeit	243
A.3.3 Steifigkeit und Bruchverhalten der Probekörper	247

Abkürzungsverzeichnis

MEX	Extrusionsverfahren (engl. material extrusion)
FLM	Fused-Layer-Modeling
CNC	Computer Numerical Control
FDM[®]	Fused-Deposition-Modeling [®]
AM	Additive Fertigungsverfahren, (engl. Additive Manufacturing)
SLM[®]	Selective-Laser-Melting [®]
SLA	Stereolithographie
SLS[®]	Selective-Laser-Sintering [®]
TTLW	Laserdurchstrahlschweißens (engl. through transmission laser welding)
.stl	alt: Stereolithografie, neu: Standard Triangle Language
CAD	computer-aided design
PLA	Polylactide (polylactic acid)
PET	Polyethylenterephthalat
PET-G	Polyethylenterephthalat-Glykol
HIPS	hochschlagfestes Polystyrol (engl. High Impact Polystyrene)
PA	Polyamid
PP	Polypropylen
UHMW-PE	ultrahochmolekulargewichtiges Polyethylen (engl. ultra-high-molecular-weight polyethylene)
ABS	Acrylnitril-Butadien-Styrol-Copolymere
PPS	Polyphenylensulfid
PBAT	Polybutylenadipat-terephthalat
PBS	Polybutylensuccinat
PEEK	Polyetheretherketon
PEI	Polyetherimide
BAAM	Big Area Additive Manufacturing

MiPe-3D	Minimierung der prozessbedingten Eigenspannungen beim Fused-Deposition-Modeling-Verfahren; Theoretische und experimentelle Untersuchung der benötigten Wärmeein- und -austragsmenge
DIC	Digital Image Correlation
FSC	Fast Scanning Calorimetry
DSC	Differential Scanning Calorimetry, Dynamische Differenzkalorimetrie
BIC	Bayes'sche Informationskriterium
AIC	Akaike-Informationskriterium

Symbolverzeichnis

Bezeichnung	Beschreibung	Seiten
D_b	Verschweißungsgrad	VIII
d_D	Durchmesser der Extrusionsdüse, (engl. nozzle diameter)	10
h_s	Extrudierte Spurbhöhe, Layerhöhe, (engl. layer width)	10
b_s	Extrudierte Spurbbreite, Layerbreite, (engl. layer width)	10
T_g	Glasübergangstemperatur	14
T_c	Kristallisationstemperatur	14
T_m	Schmelztemperatur	14
T_z	thermische Zersetzungstemperatur	14
T_S	Temperatur der Schmelze, Materialtemperatur	14
η	dynamische Viskosität	17
$\dot{\gamma}$	dynamische Viskosität	17
η_0	dynamische Viskosität für sehr niedrige Scherraten	17
τ_{krit}	kritische Scherspannung	17
T	Temperatur	17
p_s	Aufgeprägter Druck in der Schmelze	17
E_0	Aktivierungsenergie	17
R	universelle Gaskonstante	17
T_0	Referenztemperatur	17
K	Kristallisationsgrad	18
$\Delta\dot{T}$	Kühlrate	21
ρ_M	Dichte des Baumaterials	30
λ_L	Wellenlänge der Laserstrahlung, Wellenlänge	32
b_K	Kontaktbreite, Breite der Verschweißung	36
T_H	Temperatur der Heißkanaldüse	37
T_B	Temperatur der Bauplattform	37
v_P	Druckgeschwindigkeit	37
\dot{V}_S	Extrusionsrate, Volumenstrom der extrudierten Schmelze	37

Bezeichnung	Beschreibung	Seiten
R_c	Rauigkeitsparameter	42
t_P	Zeit in der die Naht mit Druck beaufschlagt wird	42
t_r	Reptationszeit	43
\mathcal{X}_∞	Vollständige Verschweißung	44
R_g	Streumassenradius, Gyrationradius	44
\mathcal{X}	Verschweißungstiefe	44
σ_B	Bruchspannung	44
$\mathcal{M}_{\text{korr}}$	Korrekturfaktor für den Diffusionsgrad	44
\mathcal{G}'_N	Plateaumodul	45
t_{weld}	Verschweißungszeit für Verschweißungsgrad $\mathcal{D}_b = 1$ (welding-time)	45
σ_{pred}	Erwartete Zugfestigkeit einer Verschweißung	45
σ_∞	Zugfestigkeit des Ausgangsmaterials / bei vollständiger Verschweißung	45
t_d	Diffusionszeit	46
L_P	Prozessebene/ extrudierte Lage/ Lage die aktuell gedruckt wird	46
L_{P-1}	vorherige Prozessebene/ bereits abgelegte Lage/ Lage auf welche aufgetragen wird	46
t	Zeit	50
t_s	Verschweißungszeit, Zeitraum der Verschweißungsvorgänge	50
K_{krit}	kritischer Kristallisationsgrad	50
A	Vorfaktor für Arrhenius-Gleichung	51
Warping	engl., fachspez. für prozessbegleitenden Bauteilverzug	53
T_U	Temperatur der Umgebung oder des Bauraums	55
ε	Dehnung, Verformung	55
α	Wärmeausdehnungskoeffizient	55
θ	Temperatur	55
σ_N	Spannung	55
E	Elastizitätsmodul, E-Modul	55
n_L	Lagenanzahl	55
l_P	charakteristische Länge eines Verzug-Probenkörpers	55
P_L	Leistung des Lasers	65
A_L	angenäherte Querschnittsfläche des Laserspots	89
d_L	Durchmesser des Laserspots	89

Bezeichnung	Beschreibung	Seiten
κ_w	Temperaturleitwert	89
λ_w	Wärmeleitwert, Wärmeleitkoeffizient	89
c_M	spezifische Wärmekapazität	89
θ_i	Ausgangstemperatur	89
θ_j	Zieltemperatur	89
l_L	Abstand zwischen Extrusionsdüse und Laserspot	89
\dot{q}_0	Wärmestromdichte	89
x	Abstand von Materialoberfläche	90
$w(t)$	Erhitze Position nach Zeitabschnitt t	91
x_l	Position des Laserfokus	91
σ_Z	Zugfestigkeit	101
l_K	Höhenabstand zwischen Kühler und abgelegter Bahn	103
$l_{LD_{\min}}$	Abstand von der Extrusionsdüse bis Kühlung einsetzt	103
l_{LD}	Abstand zwischen Extrusionsdüse und Prallpunkt der Kühlung	103
d_{LD}	Durchmesser der Düse des Luftdruckkühlsystems	103
T_L	Temperatur der Kühlluft	103
$P_{L_{\text{vorg}}}$	Im Prozess/Code vorgegebene Laserleistung	108
v_{ref}	Referenzgeschwindigkeit für Laserleistungsberechnung	108
$P_{L_{\text{eff}}}$	effektive Leistung des Lasers im Prozess	108
v_{eff}	effektive Verfahrensgeschwindigkeit des Druckkopfes	108
n	Anzahl der Versuchsdurchführungen	122
μ	Mittelwert	122
σ^2	Varianz	122
l_V	gemessener Verzug	133
L	Anfangsabstand der Klemmen	139
L_0	Messlänge	139
v_T	Prüfgeschwindigkeit	139
$\dot{\epsilon}$	Dehnrage	140
l_3	Gesamtlänge der Probenkörpers	140
R^2	Bestimmtheitsmaß	146
p_{LD}	Überdruck des Luftdrucksystems	147
σ_S	Streckspannung	154

1 Einleitung

Das Fused-Layer-Modeling (FLM)-Verfahren ist ein additives Fertigungsverfahren zur Verarbeitung thermoplastischer Kunststoffe. Das Verfahren ist 1989 von Scott Crump der Firma Stratasys als Fused-Deposition-Modeling[®] (FDM[®])-Verfahren erfunden und patentiert worden.

Während sich die Technologie in privaten und semiprofessionellen Anwendungen, wie dem Modellbau, bereits etabliert hat, können die hohen Bauteilanforderungen der industriellen Endproduktherstellung in der Regel noch nicht erreicht werden. Dennoch ist die FLM-Technik aufgrund geringer Investitionskosten, hoher Fertigungsgeschwindigkeit, großer Materialauswahl, hoher Flexibilität und Ressourceneffizienz zu einem Leitbild des Rapid Prototyping¹ geworden. Auch die Betriebsmittelkonstruktion, der Sondermaschinenbau oder die Herstellung orthopädischer Hilfsmittel sind Anwendungsbereiche, in denen sich das Verfahren zunehmend etabliert.

Neben dem FLM-Verfahren steht eine Reihe weiterer generativer Fertigungsverfahren für thermoplastische Kunststoffe beispielsweise Material Jetting, Binder Jetting, Selective-Laser-Melting[®] (SLM[®]) oder Stereolithographie (SLA) zur Verfügung. Diese Verfahren werden ebenso wie das FLM-Verfahren im Bereich des Rapid Prototyping, Rapid Tooling oder Rapid Manufacturing eingesetzt. Sie zeichnen sich dadurch aus, dass vergleichsweise gute Bauteilgenauigkeiten und Materialfestigkeiten erreicht werden können. Die Investitions- und Betriebskosten dieser Anlagen sowie die Fertigungsdauer der Bauteile betragen ein Vielfaches gegenüber dem FLM-Verfahren, was die Wirtschaftlichkeit der Verfahren herabsetzt und den Einsatz vor allem in kleinen und mittleren Unternehmen limitiert. So bedingt vor allem die Wirtschaftlichkeit des FLM-Verfahrens ein hohes Potential, ressourcenintensive konventionelle Fertigungsverfahren durch flexible FLM-Technologie zu substituieren.

Gegenüber klassischen Fertigungsverfahren, wie dem Spritzgießen, können jedoch erhebliche Defizite additiv und insbesondere FLM-gefertigter Bauteile aufgezeigt werden [Gao+21]. Etablierte Fertigungsverfahren erlauben es, Werkstoffeigenschaften, Bauteiltoleranzen und Wiederholgenauigkeiten auf Basis von Prozessverständnis, Simulationen und Erfahrungen

¹CAD-basierte Herstellung von Modellbauteilen in kurzer Zeit

einzustellen. Diese Randbedingungen sind für das FLM-Verfahren noch nicht gegeben, was auf den Stand der Forschung, die Komplexität des Verfahrens und Limitationen in der Prozesstechnik zurückzuführen ist.

Eine essentielle Schwäche weist das FLM-Verfahren in Form einer prozessspezifischen und materialabhängigen Anisotropie auf. Die Bauteilfestigkeit in Aufbaurichtung (z-Richtung) kann gegenüber der Fertigungsebene aufgrund eines mangelhaften Lagenverbunds erheblich herabgesetzt sein, sodass vorzeitiges und unvorhersehbares Bauteilversagen in Form eines Bruches oder Risses entlang der Polymerschichten erfolgen kann [Rou+22]. Darüber hinaus wird der Anwendungsbereich des Verfahrens hinsichtlich der erreichbaren Maßhaltigkeit und tolerierbarer Formabweichungen des Bauteils limitiert. Letztere lassen sich auf prozessbegleitende unkontrollierte Schwindungsvorgänge und Verzug zurückführen.

Sowohl die Materialschwindung als auch der Lagenverbund sind dabei materialabhängig ausgeprägt. Teilkristalline Thermoplaste neigen aufgrund ihrer Materialeigenschaften zu starker Schwindung und resultierendem Bauteilverzug, was einerseits den Fertigungsprozess destabilisieren kann und andererseits die Maßhaltigkeit des Bauteils verringert. Der Lagenverbund ist gegenüber amorphen Thermoplasten in der Regel erheblich herabgesetzt, sodass sich teilkristalline Thermoplaste nur eingeschränkt nach dem FLM-Verfahren verarbeiten lassen.

Aufgrund guter Materialeigenschaften und einer typisch hohen Zähigkeit werden teilkristalline Thermoplaste wie Polypropylen (PP) oder Polyamid (PA) in vielen industriellen Anwendungen eingesetzt und sind eine gefragte Werkstoffgruppe für additiv gefertigte Bauteile. So stellen PA-Werkstoffe die am meisten verwendeten Ausgangsmaterialien des in der Industrie etablierten Selective-Laser-Sintering[®] (SLS[®])-Verfahrens dar [Geb16].

In dieser Arbeit wird der Fertigungsprozess des flexibel einsetzbaren und kosteneffizienten FLM-Verfahrens im Hinblick auf die optimierte Verarbeitung teilkristalliner Thermoplaste modifiziert. Das systematische Vorgehen dieser Arbeit ist in Abbildung 1.1 aufgezeigt. Im Stand der Technik (Kapitel 2) werden die Charakteristiken des Verfahrens und teilkristalliner Thermoplaste dargestellt sowie die Mechanismen des Verzugs und des Lagenverbunds analysiert. Im Kapitel 3 wird die Problemstellung zusammengefasst, die Zielsetzung formuliert und das Vorgehen der Arbeit dargestellt.

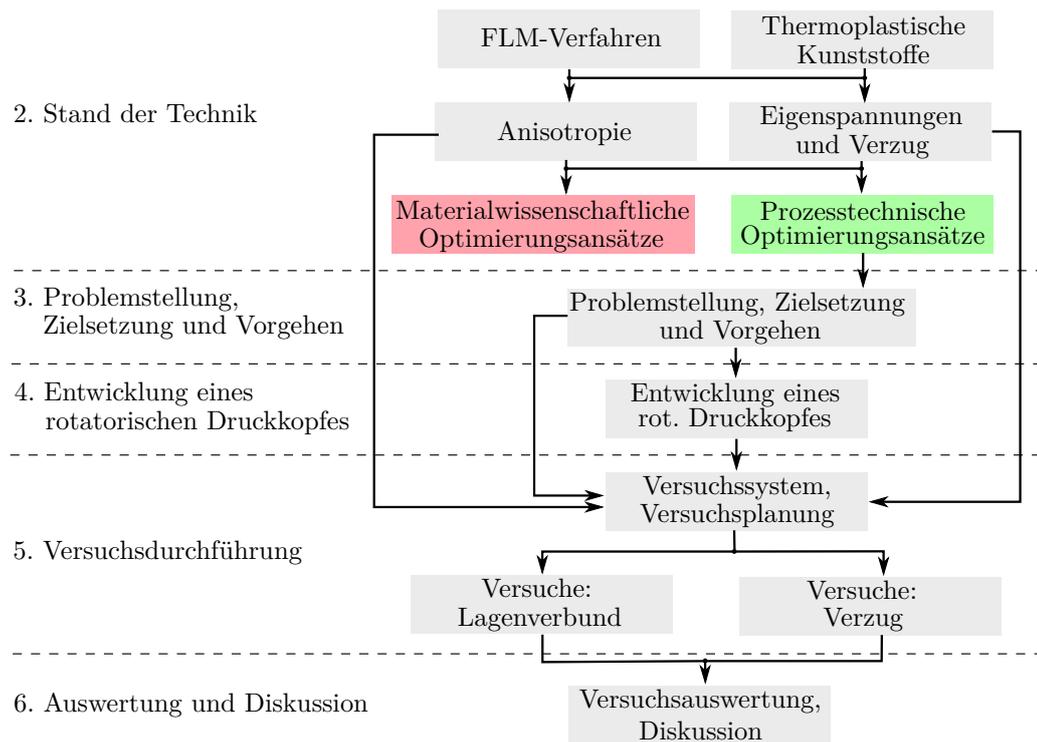


Abbildung 1.1: Aufbau dieser Arbeit

Das Verfahren wird durch den Einsatz eines rotatorischen Druckkopfes modifiziert, dessen Entwicklung in Kapitel 4 beschrieben wird. Der modifizierte Prozess mit rotatorischem Druckkopf wird in empirischen Versuchen untersucht. Die Versuchsplanung, die Entwicklung von Prüfstrategien sowie die Versuchsdurchführung werden in Kapitel 5 behandelt, ehe in Kapitel 6 die Ergebnisse der empirischen Untersuchung ausgewertet werden. Im Anschluss wird kritisch bewertet, welche Bedeutung die vorgestellte Entwicklung sowie die Versuchsergebnisse für das FLM-Verfahren mit teilkristallinen Thermoplasten hat.

2 Stand der Technik

In dem folgenden Kapitel wird das in dieser Arbeit thematisierte FLM-Verfahren vorgestellt. Anschließend werden die relevanten Gruppen von Kunststoffen und deren Eigenschaften behandelt. Es wird erläutert, wie diese Kunststoffe nach dem FLM-Verfahren verarbeitet werden. Außerdem wird auf das Grundprinzip des Verschweißungsprozesses und die Entstehung des Bauteilverzugs eingegangen. Zuletzt werden materialwissenschaftliche und prozesstechnische Forschungsansätze vorgestellt, welche die Verarbeitbarkeit explizit teilkristalliner Thermoplaste verbessern sollen.

2.1 Das FLM-Verfahren

Im Folgenden wird das in dieser Arbeit behandelte FLM-Verfahren eingeführt. Da das FLM-Verfahren ein Vertreter der Additiven Fertigungsverfahren ist, werden zunächst die Grundprinzipien dieser Verfahrensgruppe dargestellt, ehe eine Einordnung und Beschreibung der FLM-Technologie folgt.

2.1.1 Additive Fertigungsverfahren

Fertigungsverfahren werden in der deutschen Normung in sechs Hauptgruppen sowie weitere Gruppen und Untergruppen aufgegliedert [Deu09]. Da sich die additiven Fertigungsverfahren nicht eindeutig in diese Hauptgruppen eingliedern lassen, ist die Einordnung nach der im angelsächsischen Raum angewandten Unterteilung gebräuchlicher [Kum18]. Hier werden Fertigungsverfahren maßgeblich anhand der Art und Weise, wie die Geometrie erzeugt wird, eingeordnet. Entsprechend ergeben sich die drei folgenden Kategorien [Geb16]:

- Formative Fertigungsverfahren (Tiefziehen, Biegen, Schmieden)
- Subtraktive Fertigungsverfahren (Fräsen, Drehen)
- Additive Fertigungsverfahren

Bei Formativen Fertigungsverfahren wird ein gegebener Volumenkörper in die Zielform überführt, wobei dessen Masse konstant bleibt. In Subtraktiven Fertigungsverfahren wird das Produkt aus einer Rohkontur, beispielsweise einem Halbzeug, mittels Materialabtrags herausgearbeitet. Bei Additiven Fertigungsverfahren werden Volumenelemente zu der Zielgeometrie zusammengefügt [Geb16]. Bei dem weit verbreiteten Terminus „Generative

Fertigungsverfahren“ handelt es sich um ein zunehmend abgelöstes Synonym für „Additive Fertigungsverfahren, (engl. Additive Manufacturing) (AM)“ [Deu15].

Aufgrund der vergleichsweise neuen Fertigungstechnologie und der stetigen Entwicklung bestehender und neuer Additiver Fertigungsverfahren gibt es eine Vielzahl an Bezeichnungen für Verfahren und verfahrensspezifische Begriffe, welche im Hobbybereich, Industrie und Wissenschaft gebräuchlich, jedoch weder genormt noch eindeutig definiert sind [Kum18]. Grundlegende Begriffe konnten durch die Einführung der „ISO/ASTM 52900:2017“ genormt werden [Deu15]. So auch der nicht technische, aber weit verbreitete Begriff „3D-Druck“, der als Synonym für tendenziell niedrigpreisige oder weniger leistungsfähige „Additive Fertigungsverfahren“ geführt wird. Jedoch findet ein großer Anteil an Verfahrensbezeichnungen sowie verfahrensspezifischer Begrifflichkeiten keine Berücksichtigung in der Normung. In dieser Arbeit werden deshalb entweder die genormten oder gebräuchlichen Bezeichnungen aus diesen Bereichen verwendet.

2.1.2 Allgemeines Verfahrensprinzip additiver Fertigungsverfahren

Üblicherweise werden additiv gefertigte Bauteile Schicht für Schicht hergestellt, weshalb diese Verfahren auch als Schichtbauverfahren bezeichnet werden [Deu15]. Über die Zugabe von Werkstoff, der beispielsweise miteinander verschmolzen oder verklebt wird, wird die 3-D-Geometrie sukzessiv aufgebaut. Die Bauteilkontur ergibt sich entsprechend durch zweidimensional ($2D$) ausgeprägte Schichten, die in der Regel in der x-y-Ebene hergestellt werden. Durch das Aufeinanderschichten dieser Einzelkonturen entlang der z-Achse entsteht eine dreidimensionale ($3D$)-Geometrie. Aufgrund dieser Verfahrensnatur werden AM auch als $2\frac{1}{2}$ D-Verfahren bezeichnet. Aus dem Schichtbauverfahren geht hervor, dass die erreichbaren Konturgenauigkeiten zwischen der x-y-Ebene und der z-Achse voneinander abweichen. Während die Genauigkeit der x-y-Kontur maßgeblich von der Genauigkeit der Anlagenkinematik und Materialdosierung abhängt, wird die Auflösung der Kontur entlang der z-Achse durch die gewählte Schichtdicke limitiert. Diese Limitation tritt bei runden oder winkligen Konturen durch makroskopisch sichtbare Stufen in der Bauteiloberfläche (Treppenstufeneffekt) negativ in Erscheinung und stellt einen Nachteil dieser Verfahren gegenüber subtraktiven und formativen Herstellungsverfahren dar. [Deu15]

Nach ISO 52900 werden die Produkteigenschaften additiv gefertigter Bauteile hauptsächlich bestimmt durch

- (a) die Werkstoffgruppe (Polymer-, Metall-, Keramik- oder Verbundwerkstoff),
- (b) das für das Verschmelzen oder Verbinden angewendete Prinzip (Schmelzen, Aushärten, Sintern usw.),

- (c) die Ausgangsform des Werkstoffs (Flüssigkeit, Pulver, Suspension, Fäden, Platten usw.), und
- (d) die Art und Weise wie der Werkstoff zusammengebracht wird (die Maschinenarchitektur) [Deu15].

Nach Gebhardt kann der Herstellungsprozess eines additiv gefertigten Bauteils in sechs Schritte aufgefächert werden, welche in der Schematik in Abbildung 2.1 dargestellt sind. Zunächst müssen computer-aided design (CAD)-Daten des zu produzierenden Bauteils vorliegen. Diese werden von Dritten zur Verfügung gestellt, mittels CAD-Konstruktionssoftware hergestellt oder in einem 3D-Scanverfahren von einer Vorlage abgeleitet (Schritt 1 in Abbildung 2.1). Diese CAD-Daten werden anschließend in das .stl-Datenformat (alt: Stereolithografie, neu: Standard Triangle Language) konvertiert. Das .stl-Datenformat ist eine im AM weit verbreitete Standardschnittstelle für CAD-Daten.

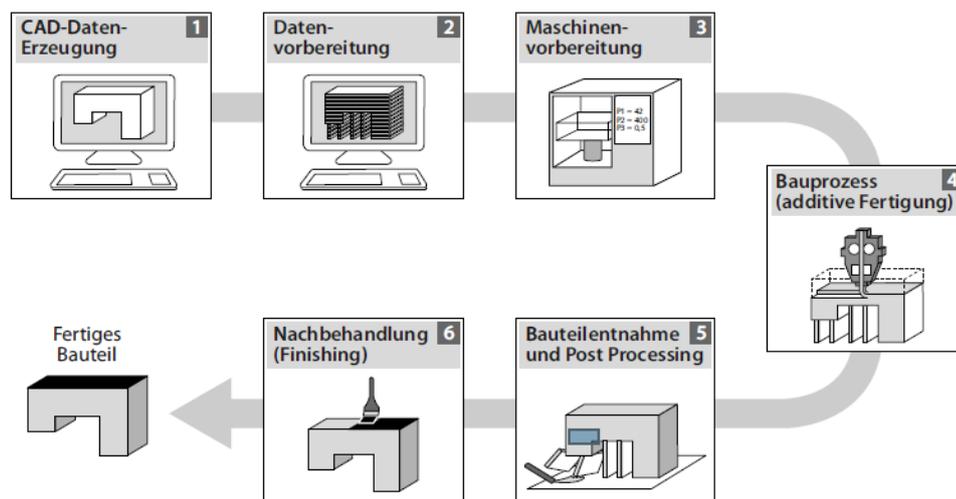


Abbildung 2.1: Ablaufschema der additiven Bauteilfertigung [Geb16]

Mittels einer Slicing-Software wird das 3D-CAD-Modell im virtuellen Bauraum der Maschine platziert, ausgerichtet und in ein Schichtmodell zerlegt (Schritt 2 in Abbildung 2.1). Durch den Bediener wird die Slicing-Software anhand verfahrensspezifischer, material- und bauteilabhängiger Vorgabewerten parametrisiert. Darüber hinaus können über die Eingabeparameter die Bauteilqualität, die Produktionszeit sowie die Werkstoffeigenschaften des Produktes beeinflusst werden. Unter Berücksichtigung der Benutzereinstellungen wird das Bauteil durch die Software in ein Schichtmodell überführt und ein Maschinencode (G-Code) für die jeweilige Schicht generiert. Abhängig vom Verfahren, der Bauteilgeometrie und der Benutzereinstellungen werden Supportstrukturen generiert, um Überhänge im Fertigungsprozess abzustützen. Mit fortschreitender Entwicklung der Slicing-Softwarelösungen werden bei der G-Code-Erstellung zunehmend umfassende Optimierungsalgorithmen im

Hinblick auf bessere Bauteilqualitäten, höhere mechanische Belastbarkeit, weniger Materialverbrauch und schnellere Fertigungszeiten angewendet.

Ist der G-Code generiert, wird die Anlage für den Bauzyklus vorbereitet (Schritt 3 in Abbildung 2.1). Der Ausgangswerkstoff wird konditioniert und bereitgestellt. Der Bauraum und/oder die Bauplattform wird für den Prozess vorbereitet (gesäubert, ausgerichtet, gefüllt, beschichtet). Anlagenkomponenten, wie beispielsweise ein Bauraum oder eine Bauplattform, werden optional vorgeheizt.

Im Anschluss an die Vorbereitungen erfolgt der vollautomatische Fertigungsprozess (Schritt 4 in Abbildung 2.1). Der generierte Maschinencode wird durch den 3-D-Drucker ausgeführt. Die Möglichkeiten des Bedieners, korrigierend in den Prozess einzugreifen, sind sehr eingeschränkt. Eine Überwachung des Prozesses durch den Bediener dient in der Regel ausschließlich dazu, den Abbruch des Prozesses frühzeitig festzustellen.

Nach Fertigstellung des Bauteils, kann das Bauteil aus der Anlage entnommen werden, sobald notwendige Abkühlungsprozesse abgeschlossen sind. Je nach Verwendungszweck und Geometrie des Bauteils, Verfahrensart und Material muss das Bauteil gereinigt, von Stützstrukturen befreit oder einer Nachbearbeitung insbesondere der Oberfläche unterzogen werden (Schritt 5/6 in Abbildung 2.1). Im Speziellen bei metallischen Ausgangswerkstoffen können nachgelagerte Prozesse, wie das Sintern, nötig sein, um die erwünschten Bauteileigenschaften zu erreichen. Auch der Einsatz weiterer Fertigungsverfahren kann nötig werden, wenn beispielsweise Funktionsflächen spangebend bearbeitet werden müssen. [GRS15; Kum18]

In zahlreichen Ausarbeitungen werden additive Fertigungsverfahren umfassend charakterisiert kategorisiert, bewertet und gegenübergestellt. An dieser Stelle wird auf die Literatur von Gebhardt und Kumke sowie die VDI-Richtlinie 3405 und den Wohlers Report 2020 verwiesen, welche diese Inhalte umfänglich aufgearbeitet haben [Geb16; Kum18; Woh+20]. Im Folgenden wird das FLM-Verfahren eingeführt sowie Vor- und Nachteile herausgestellt mit dem Ziel, Markt-, Forschungs- und Entwicklungspotentiale zu definieren.

2.1.3 Grundlagen des FLM-Verfahrens

Das FLM-Verfahren wird im AM unter der Kategorie der Extrusionsverfahren (engl. material extrusion) (MEX) eingeordnet und auch als Strangablageverfahren bezeichnet. MEX-Verfahren zeichnen sich dadurch aus, dass ein thermoplastisches Material mindestens bis zur Erweichungstemperatur erhitzt und durch ein oder mehrere Düsen gepresst wird. Über eine Achsen-Kinematik des 3-D-Druckers (üblich ist eine x-y-Kinematik) werden

Extruder und Substrat relativ zueinander bewegt und dabei der extrudierte Strang definiert auf Letzterem abgelegt, vergleiche Abbildung 2.2. Als Substrat, auch Bauoberfläche, wird prozessbezogen der Bereich bezeichnet, in welchem Werkstoff hinzugefügt wird. Das ist in der Regel die zuletzt abgelegte Schicht, welche folglich zur Ablageoberfläche für die nächste abzulegende Schicht wird. Die Extrusion der ersten Schicht erfolgt direkt auf die Bauplattform.

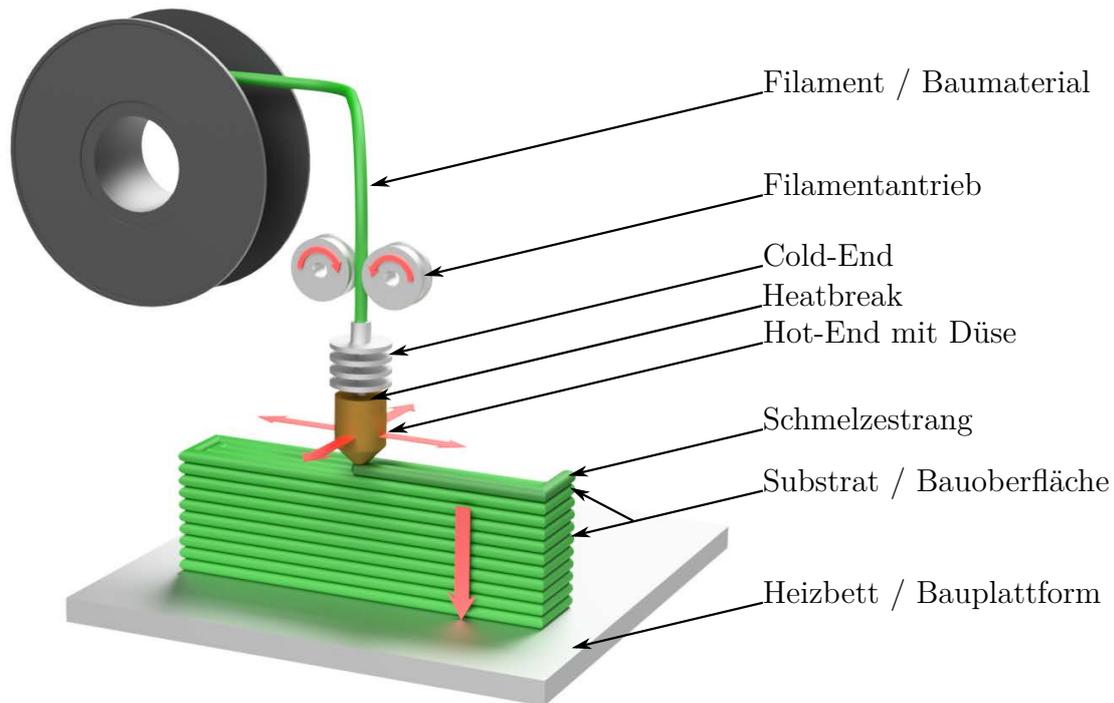


Abbildung 2.2: Schematische Abbildung des FLM-Prozesses

Zwischen der Oberfläche der Bauplattform und dem zu verarbeitenden Material wird eine gute Adhäsionsneigung vorausgesetzt. Reicht die Haftung nicht aus, ist keine erfolgreiche Fertigung des Bauteils möglich. Auf diese Problematik wird in Kapitel 2.4 detailliert eingegangen. Grundsätzlich wird die Verbindung zwischen Bauplattform und Ausgangsmaterial optimiert, indem das Plattformmaterial dem Ausgangsmaterial angepasst oder ein Haftvermittler verwendet wird. [SHG20] Um die Ausbildung von Bauteileigenspannungen im Prozess zu mindern und die Haftung des Bauteils auf der Bauplattform zu fördern, verfügt diese optional über eine Beheizung. Bezogen auf die Minderung von Eigenspannungen wird bei einige Anlagen zusätzlich eine Beheizung der Baukammer vorgesehen, was sich auch positiv auf die mechanischen Eigenschaften des Bauteils auswirken kann.

Der Ausgangswerkstoff wird dem Prozess in der Regel in Filamentform mit vereinheitlichten Durchmessern von entweder 1,75 mm oder 2,85 mm zugeführt. Gefördert wird das Filament über den Filamentantrieb, bestehend aus einer vorgespannten profilierten Antriebsrolle,

die von einem Schrittmotor getrieben wird. Je nach Ausführung der Anlage befindet sich dieser Antrieb direkt im Bereich der Extrusionseinheit (Direct Drive Extruder, vergleiche Abbildung 2.2) oder ist der Kinematik vorgelagert und am Rahmen befestigt (Bowden Extruder). Während der Direct Drive Extruder Vorteile bezogen auf die Extrusionsdynamik und -stabilität aufweist, kann durch einen Bowden Extruder das Gewicht des Druckkopfes verringert werden, was sich positiv auf die Auslegung von Anlagenkomponenten und die Anlagendynamik auswirken kann.

Das Filament wird der Heißkanaldüse (Hot-End) proportional zur Druckkopfbewegung zugeführt. In der Heißkanaldüse wird das Material maßgeblich durch konduktive Wärmeübertragung erhitzt und aufgeschmolzen. Der Heißteil des Extruders muss dabei prozessbedingt vom restlichen Extruder entkoppelt werden. Eine Wärmebarriere (Heatbreak) und ein Kühlung (Cold-End) erzeugen einen signifikanten Temperaturgradienten und verhindern das Aufsteigen der Schmelze innerhalb des Schmelzkanals, was einen Prozessabbruch zur Folge haben kann. Durch das Einschieben des Filaments resultiert ein aufgeprägter Druck auf den Schmelzpool innerhalb der Heißkanaldüse, der die Extrusion der Schmelze durch die Düsengeometrie bewirkt. Das getriebene Filament drückt dabei wie ein Kolben auf den Schmelzpool. Während der Durchmesser des Heißkanals an den Durchmesser des Filaments angelehnt ist, wird der Querschnitt in der Düse erheblich verringert. Gängige Durchmesser für Extruderdüsen d_D liegen für das FLM-Verfahren zwischen 0,15 und 1,2 mm und werden abhängig von den Bauteil- und Prozessanforderungen gewählt [E3D22a; E3D22b]. Durch die resultierenden Bahnquerschnitte und die maximalen Achsgeschwindigkeiten wird der mögliche Materialaustrag stark begrenzt, was die Leistung des Verfahrens gegenüber konventionellen Verfahren limitiert.

Der Bahnquerschnitt ergibt sich dabei nicht unmittelbar aus der Düsengeometrie, sondern aus den Parametern Spur-, Schicht- oder Lagenhöhe h_s und Spur- oder Bahnbreite b_s , welche in der Slicingsoftware vorgegeben werden. Die Slicingsoftware generiert entsprechend der Vorgaben einen Maschinencode und passt die zu extrudierende Materialmenge an den vorgegebenen Bahnquerschnitt an, sodass eine vollständige volumetrische Ausfüllung der Bahn erreicht wird. Über die Slicingparameter wird sichergestellt, dass die Bahn sich in einem gewünscht rechteckigen Querschnitt ausprägt und ein definierter Anpressdruck zwischen den Schichten vorliegt [CK20]. Die Literatur nennt dabei die Randbedingungen, dass das Verhältnis von Bahnbreite b_s zu Schichthöhe h_s größer als 1,2 [Sim21] und die Spurbreite b_s mindestens dem 1,0 bis 1,5-fachem Düsendurchmesser d_D entsprechen sollte [Aga+96]. Bei der Kontaktierung des Schmelzestrangs mit dem Substrat kommt es zur Wärmeübertragung aus der Schmelze in das Substrat. Die Oberfläche des Substrates wird partiell aufgeschmolzen, sodass eine Verschweißung zwischen dem abgelegten Strang und dem Substrat stattfindet. Die Schmelze kühlt sukzessive aus, sodass ein fester stoffschlüssi-

ger Verbund verbleibt, was die Prozessgrundlage für dieses additive Fertigungsverfahren darstellt. Deshalb wird im Kapitel 2.3 näher auf die Grundlagen von Kunststoffschweißprozessen eingegangen. Vorbereitend auf die Thematik der Verschweißungsprozesse werden zunächst die Polymere als betreffende Werkstoffgruppe vorgestellt.

2.2 Grundlagen zu Polymer-Werkstoffen

Polymer-Werkstoffe (auch als Kunststoffe bezeichnet) setzen sich überwiegend aus makromolekularen organischen Verbindungen zusammen. Als Makromolekül wird dabei ein über chemische kovalente Bindungen meist faden- oder kettenförmig zusammengeschlossener Verbund vieler (über 1000) Monomere bezeichnet. Ein kettenförmiges Makromolekül ist in sich bedingt beweglich und strebt ohne Wechselwirkung mit anderen Molekülen eine regellose, geknäulte Form an. Sind Makromoleküle untereinander ebenfalls chemisch miteinander verbunden, werden sie als vernetzt bezeichnet. Außerdem liegen grundsätzlich physikalische Bindungen innerhalb eines Makromoleküls und unter mehreren Makromolekülen vor. Chemische Bindungen sind dabei um bis zu 1 000-fach stabiler als physikalische. Die physikalischen Bindungen der Makromolekulare untereinander halten diese zusammen, wobei es zu Verschlaufungen und Verhakungen der Ketten kommt. Durch Wärme, mechanische Kräfte oder Lösungsmittel können die physikalischen Bindungen zwischen den Molekülen gelöst werden. Während diese physikalischen Bindungen reversibel sind, ist die Auflösung einer chemischen Bindung in der Regel irreversibel. [Ehr11]

Kunststoffe werden anhand ihres chemischen Aufbaus und ihrer Eigenschaften unterschieden. Weist ein Kunststoff engmaschige chemische Bindungen zwischen den Makromolekülen auf, so wird dieser als **Duroplast** bezeichnet, siehe Abbildung 2.3. Die Vernetzung der Makromoleküle findet dabei in der Regel durch die gezielte Reaktion zwischen einem Harz und einem Härter sowie gegebenenfalls weiteren Komponenten statt. Die verformbaren oder flüssigen Ausgangskomponenten härten infolge der Vernetzungsreaktion zu einem festen Werkstoff aus und können nicht erneut plastifiziert werden. Liegen weitmaschige chemische Verbindungen zwischen den Makromolekülen vor, so wird ein Polymer-Werkstoff als **Elastomer** bezeichnet. Bei Elastomeren wird der Vernetzungsprozess als Vulkanisation bezeichnet. Aufgrund der weitmaschigen Vernetzung bestimmen physikalische Bindungskräfte und Verschlaufungen zunehmend die Werkstoffeigenschaften von Elastomeren. In der Regel sind die physikalischen Bindungen bei Raumtemperatur erweicht, sodass Elastomere zähe, verformbare, gummiähnliche Eigenschaften aufweisen. Ebenso wie Duromere können Elastomere durch Erwärmung nicht unterhalb ihrer Zersetzungstemperatur geschmolzen und in einen plastischen Zustand überführt werden. [Ehr11]

Im Gegensatz zu Duroplasten und Elastomeren weisen **Thermoplaste** keine chemischen Bindungen zwischen Makromolekülen auf, vergleiche Abbildung 2.3. Physikalische Bindungen und Verschlaufungen können bei Erwärmung erweichen und ermöglichen so eine plastische Verformbarkeit unterhalb der Zersetzungstemperatur des Materials. Nach Erkalten bedingen Verschlaufungen und physikalische Bindungen das erneute Erhärten des Werkstoffs, sodass der Schmelz- und Erstarrungsprozess als reversibel und damit wiederholbar angesehen werden kann. Neben regellosen, geknäulten Strukturen, die als amorph bezeichnet werden, können sich Makromoleküle zu geordneten kristallinen Strukturen anordnen. Polymer-Werkstoffe mit kristallinen Bereichen weisen, wie in Abbildung 2.3 veranschaulicht, immer einen Anteil an amorphen Strukturen zwischen diesen auf und werden deshalb als teilkristallin bezeichnet.

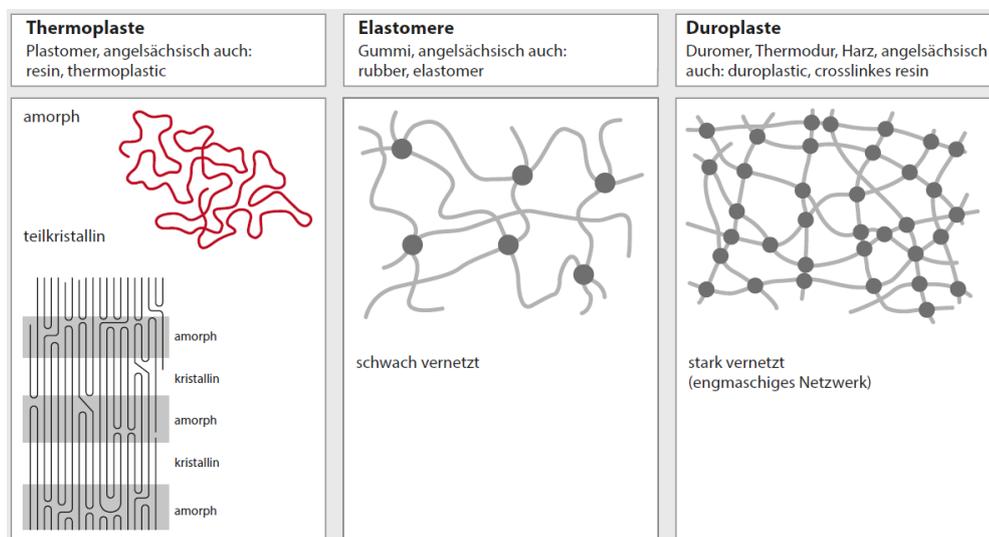


Abbildung 2.3: Strukturelle Einteilung von Kunststoffgruppen [Eye20a]

Eignung von Materialien zur Verarbeitung im FLM-Verfahren Grundsätzlich müssen Materialien bestimmte Eigenschaften aufweisen, um nach dem FLM-Verfahren verarbeitet werden zu können. In der Regel handelt es sich um thermoplastische Kunststoffe, die in Filamentform vorliegen. Ihre Verarbeitung erfolgt über die Aufschmelzung des Filaments in der Extrusionsdüse. Die Schmelz- und Verfestigungstemperaturen müssen entsprechend in einem verfahrensspezifischen Bereich liegen. Auch die temperaturabhängigen rheologischen Eigenschaften zeichnen sich idealerweise dadurch aus, dass das Material derart niedrig viskos ist, dass es sich im heißen Zustand gut extrudieren lässt. Nach der Extrusion sollte sich das Material in kürzester Zeit verfestigen und trotzdem ausreichend lange temperiert und geschmolzen sein, um eine gute Verschmelzung mit der vorherigen Bahn zu gewährleisten. Geringe thermische Ausdehnungskoeffizienten und Materialschwindung werden für die Prozessführung vorausgesetzt und bedingen geringe geometrische Abweichungen. Außerdem sollten die Materialien eine hohe thermische Stabilität besitzen und möglichst keine Gefügeänderungen im festen Zustand vorweisen. [Zho+01]

Amorphe Thermoplaste Nach dem FLM-Verfahren werden vorwiegend amorphe thermoplastische Kunststoffe, wie Acrylnitril-Butadien-Styrol-Copolymere (ABS), verarbeitet [TG15; SHG20]. Thermoplaste werden als amorph bezeichnet, wenn deren übermolekulare Struktur, auch als Morphologie bezeichnet, keine regelmäßige Anordnung, Orientierung oder gleich bleibende Abstände zwischen Makromolekülen aufweist. Eine verbreitete und gültige Modellvorstellung ist die Knäuelstruktur, vergleiche Abbildung 2.3. Aufgrund der fehlenden Ordnung der Moleküle in der Größenordnung sichtbarer Lichtwellen (400–750 nm) bleibt die Lichtbrechung innerhalb des Materials oft aus. Damit liegt für homogene amorphe Thermoplaste ohne Füll- oder Farbstoffe eine teilweise oder vollständige optische Transparenz vor. [Eye20a; Erh08; Dom13]

Teilkristalline Thermoplaste Teilkristalline Thermoplaste zeichnen sich dadurch aus, dass sich neben völlig ungeordneten auch kristalline, geordnete Strukturen ausbilden, wie in Abbildung 2.3 dargestellt. Im schmelzflüssigen Zustand weisen teilkristalline Thermoplaste eine amorphe, ungeordnete Struktur auf. Bei Unterschreitung der Kristallisationstemperatur oder Kristallit-Erstarrungstemperatur finden teilweise Ordnungsvorgänge statt, bei denen sich lineare Makromoleküle parallel zueinander anordnen und damit kristalline Strukturen, wie in Abbildung 2.4 dargestellt, ausbilden. Zwischen den kristallinen Bereichen liegt ein Anteil amorpher Strukturen vor, sodass sich abhängig von dem Thermoplast übliche Kristallisationsgrade zwischen 35 % (PA, Polylactide (polylactic acid) (PLA)) und 70 bis 80 % (isotaktisches PP) einstellen können. [SHG20; Erh08; Ehr11]

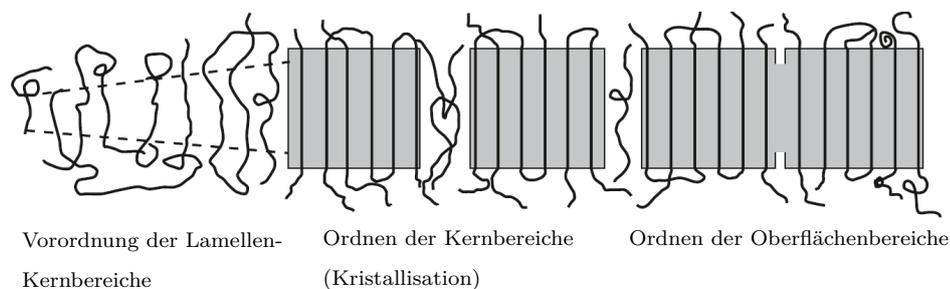


Abbildung 2.4: Schema des Entstehungsprozesses einer Kristalllamelle [Ehr11]

Kristalline Strukturen in Kunststoffen bilden vorzugsweise lamellenförmige Anordnungen, wie in Abbildung 2.4 zu sehen. Mehrerer kristalline Lamellen können sich in übergeordneten radialsymmetrischen Strukturen, welche als Sphärolithe bezeichnet werden, vergleiche Abbildung 2.8b und 2.9, zusammenfügen. Amorphe, ungeordnete Materialgefüge befinden sich zwischen den Lamellen und an den Grenzen der Sphärolithe und betten diese ein. Dabei gehen diese Bereiche teils fließend ineinander über und können nicht scharf voneinander getrennt werden. Trotzdem werden teilkristalline Thermoplaste als näherungsweise zweiphasiges Gefüge betrachtet. Dabei weisen die kristallinen Strukturen höhere molekulare Bindungsenergien auf, sodass diese makroskopisch eine höhere Materialfestigkeit

und -steifigkeit bedingen. Amorphe Bereiche können dem Material andererseits duktile Eigenschaften verleihen. [Ehr11]

In der folgenden Ausführung wird zunächst auf die grundlegenden Eigenschaften besonders teilkristalliner Thermoplaste eingegangen. Weiter wird der Vorgang der Kristallisation erläutert, welcher durch die Verarbeitungsparameter entscheidend beeinflusst werden kann und die resultierenden Materialeigenschaften bestimmt. Im Hinblick auf hohe Abkühlraten und die veränderliche Prozessführung werden Untersuchungen zur Kristallisationskinetik vorgestellt, welche aufzeigen, wie Kristallisationsvorgänge im FLM-Verfahren beeinflusst werden können.

2.2.1 Prozessbezogene Eigenschaften von Thermoplasten

Thermoplastische Kunststoffe zeichnen sich dadurch aus, dass diese bei Wärmezufuhr reversibel plastifiziert werden können. Dabei weisen Thermoplaste temperaturabhängige Zustandsbereiche auf, welche mithilfe der in Abbildung 2.5 dargestellte Reihenfolge von bis zu vier charakteristischen materialabhängigen Temperaturen beschrieben werden können. Innerhalb dieser Zustandsbereiche können die Eigenschaften des Werkstoffs in Abhängigkeit der Temperatur definiert oder beschrieben werden. Getrennt werden diese durch Übergangsbereiche, in Abbildung 2.5 grau dargestellt.

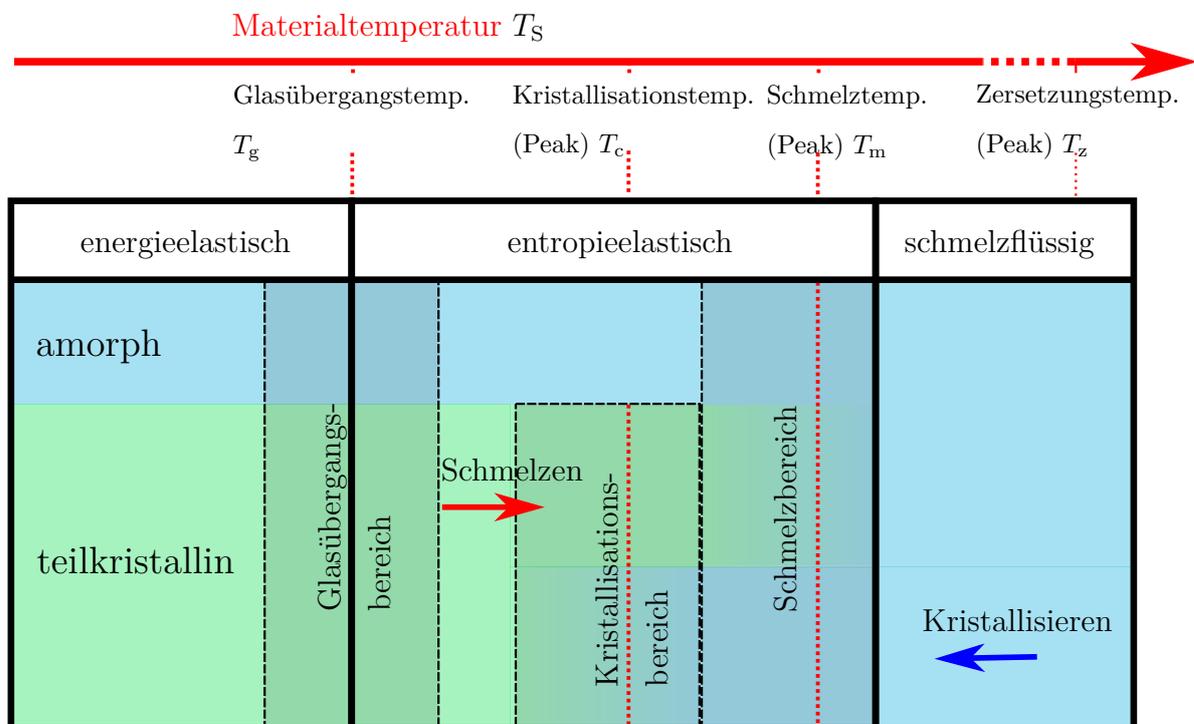


Abbildung 2.5: Charakteristische Temperatur- und Zustandsbereiche von Thermoplasten

Der niedrigste Temperaturbereich wird als **energieelastisch**, fest oder **Glaszustand** bezeichnet. Die ungeordneten und verschlauften Knäulstrukturen amorpher Bereiche könne als fest oder eingefroren angesehen werden. Die zwischenmolekularen Bindungen lassen keine Umlagerung von Molekülabschnitten, Drehungen oder das Abgleiten der Verschlaufungen zu. Das Material hat einen hohen E-Modul und weist ein sprödes, glasähnliches Materialverhalten auf. Bei Erwärmung des Materials findet im **Glasübergangsbereich**, auch Erweichungs- oder Einfrierbereich genannt, die Erweichung amorpher Strukturen statt. Dabei bezeichnet man die Temperatur größter Eigenschaftsveränderungen als **Glasübergangstemperatur** T_g , vergleiche Abbildung 2.5. In diesem Bereich, 10 bis 40 K um die Glasübergangstemperatur, kann sich der Schubmodul um einen Faktor bis 10^3 ändern, vergleiche Abbildung 2.6. In dem Glasübergangsbereich geht der Thermoplast vom energieelastischen in den entropieelastischen Zustand über. Im entropieelastischen Zustand weisen amorphe und kristalline Phasen unterschiedliche Eigenschaften auf.

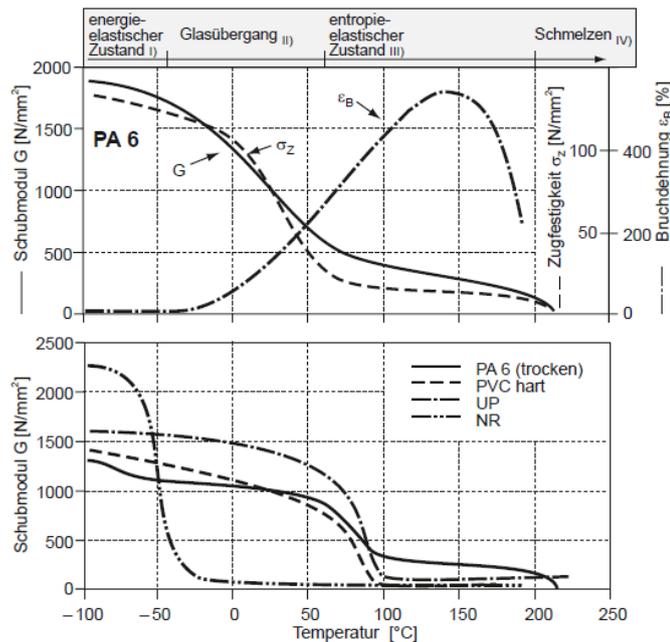


Abbildung 2.6: Temperaturabhängigkeit mechanischer Eigenschaften [Ehr11]

In der amorphen Phase sind Bewegungen und Streckungen geknäulter Makromoleküle und das Gleiten von Verschlaufungen möglich. Trotzdem gewährleisten Verschlaufungen sowie starke physikalische Bindungen einen grundsätzlichen Zusammenhalt der Phase. Gestreckte Makromoleküle haben das Bestreben sich rückzuverformen, um den statistisch wahrscheinlichsten Zustand höherer Entropie, die Knäulform, anzunehmen.

Kristalline Phasen teilkristalliner Thermoplaste erweichen im entropieelastischen Zustand nicht, sondern bleiben fest, sodass erweichte, entropieelastische amorphe Phasen zwischen festen, energieelastischen kristallinen Phasen vorliegen. Die erweichte amorphe Phase

verleiht dem teilkristallinen Thermoplast ein gummiartiges, zähes Werkstoffverhalten. [Ehr11]

Wenn die Einsatztemperatur des Materials also unterhalb der Glasübergangstemperatur T_g liegt, zeichnet sich die amorphe Phase durch ein sprödes Verhalten aus. Beispielsweise weist PLA mit Kristallisationsgraden bis zu 37% [Völ12], dessen Glasübergangstemperatur bei ca. 65 °C liegt, eine hohe Oberflächenhärte und hohe Steifigkeit auf, besitzt jedoch eine geringe Schlagzähigkeit. Oberhalb der Glasübergangstemperatur T_g zeigen die amorphen Anteile ein entropieelastisches Verformungsverhalten, woraus sich für viele teilkristalline Thermoplaste in Verbindung mit den kristallinen Anteilen die bekannte und gewünschte hohe Zähigkeit ergibt. Darüber hinaus hat der Kristallisationsgrad ebenso wie die Größe und Gestalt von sphärolitischen Gefügen einen großen Einfluss auf die Materialdichte und -eigenschaften. Während Polyamide, Polyethylen oder Polypropylen oberhalb der Glasübergangstemperatur T_g gute und zähe mechanische Eigenschaften aufweisen, verliert PLA seine Formstabilität und damit seine technische Verwendbarkeit.

Wird ein amorpher Thermoplast sukzessiv erwärmt, können Verschlaufungen und Makromoleküle zunehmend leichter gelöst und verschoben werden, sodass der Kunststoff über den **Schmelzbereich** von einem zähen in einen leichten **Fließ-** beziehungsweise **Schmelzezustand** übergeht. In teilkristallinen Thermoplasten wird die kristalline Phase bei Erreichen der Schmelztemperatur T_m geschmolzen und geht ebenfalls in den Schmelzezustand über, vergleiche Abbildung 2.5. [Ehr11]

Die Viskosität der Kunststoffschmelze Im geschmolzenen Zustand weisen Thermoplaste zufällige, knäulartige, sich durchdringende Strukturen auf, welche die viskoelastischen Eigenschaften der Schmelze bedingen sowie Diffusions- und Fließprozesse der Moleküle erheblich behindern. Dadurch weisen thermoplastische Schmelzen eine vergleichsweise hohe Viskosität auf und reagieren auf schnelle Verformungen zunächst elastisch. Mit zunehmender Scherrate, äquivalent zu einer hohen Schergeschwindigkeit in einem engen Schmelzekanal, nimmt die Viskosität einer thermoplastischen Schmelze ab, vergleiche Abbildung 2.7. Bei hohen Scherraten lösen sich Verknäulungen und Verschlaufungen, sodass die Beweglichkeit der Makromoleküle steigt und die Viskosität sinkt, vergleiche Gleichung 2.1. Diese Eigenschaft entspricht nicht einem newtonschen Fluid und wird als **strukturviskos** oder scherverdünnend bezeichnet. Neben der Scherratenabhängigkeit ist die dynamische Viskosität einer thermoplastischen Schmelze ebenfalls temperatur- und druckabhängig, was beispielsweise über das Cross- und das Williams-Landel-Ferry Modell abgebildet werden kann, vergleiche Gleichungen 2.1 und 2.2 [CK19]. Für teilkristalline Thermoplaste wird die Temperaturabhängigkeit in der Regel über den Arrhenius-Ansatz, Gleichung 2.3, angenähert [BS13].

$$\eta(\dot{\gamma}) = \frac{\eta_0}{1 + \left(\frac{\eta_0 \dot{\gamma}}{\tau_{\text{krit}}}\right)^{1-n}} \quad (2.1)$$

- n aus experimentell ermittelten Daten angenähert
- (1) Anwendung mit η_0 aus WLF-Modell 2.2
- (2) Anwendung mit Arrhenius-Modell: η aus 2.1 einsetzen in 2.3

$$\eta_0(T, p_S) = D_1 \exp\left(-\frac{A_1 (T - T^*(p_S))}{A_2 + (T - T^*(p_S))}\right) \quad (2.2)$$

- $D_1, A_1, A_2, T^*(p_S)$ aus experimentell ermittelten Daten angenähert

$$\eta(\dot{\gamma}, T) = \eta \cdot \exp\left(\frac{E_0}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0}\right)\right) \quad (2.3)$$

Die Viskosität einer Polymerschmelze stellt eine entscheidende Materialeigenschaft im Hinblick auf die Verarbeitbarkeit und die Wahl der Prozessparameter im FLM-Verfahren dar, auf deren Rolle im Kapitel 6.2 näher eingegangen wird. Wie in Abbildung 2.7 eingeordnet, liegen die Schergeschwindigkeiten im FLM-Verfahren im Bereich der Extrusions- und Spritzgussverfahren, sodass für diese Verfahren typische Werkstoffe eine grundsätzliche Eignung als Ausgangsmaterial aufweisen.

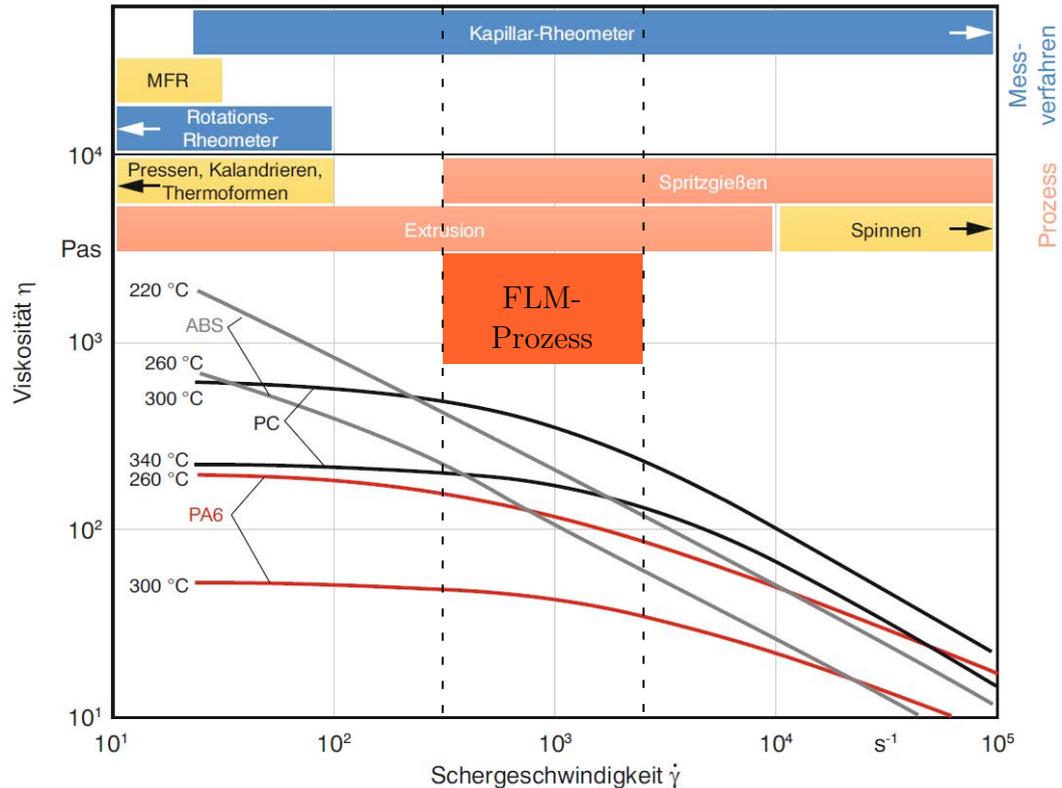
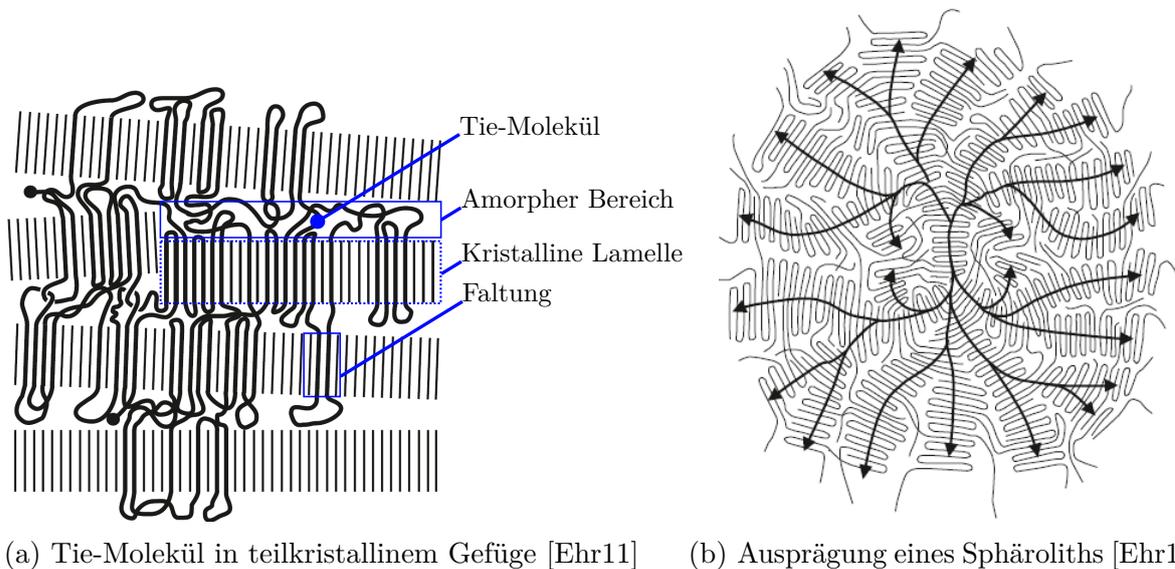


Abbildung 2.7: Viskosität ausgewählter Kunststoffe sowie Schergeschwindigkeiten typischer Messverfahren/Prozesse (um das FLM-Verfahren ergänzt) nach [BS13]

Der Kristallisationsprozess Außerdem ist der Kristallisationsprozess für die Materialverarbeitung teilkristalliner Thermoplaste nach dem FLM-Verfahren von hoher Relevanz. Der Kristallisation oder dem Kristallwachstum ist ein Keimbildungsprozess vorgeschaltet. Mit zunehmender Unterkühlung der Schmelze unterhalb der Schmelztemperatur T_m und oberhalb der Glasübergangstemperatur T_g kommt es aufgrund thermodynamischer Treibkraft, höherer Viskosität und geringerer Beweglichkeit der Molekülketten zur Keimbildung (auch Nukleierung). Diese Keimbildung bedingt wiederum einen Anstieg der Schmelzeviskosität. Makromoleküle lagern sich zunehmend parallel an und überkritische, stabile Keime wachsen daraufhin zu lamellenförmigen Kristalliten, vergleiche Abbildung 2.4.



(a) Tie-Molekül in teilkristallinem Gefüge [Ehr11] (b) Ausprägung eines Sphäroliths [Ehr11]

Abbildung 2.8: Kristalline Strukturen

Abbildung 2.8a zeigt, dass ein Makromolekül in mehreren Faltungen einer Lamelle oder zwischen Lamellen verwoben sein kann. Diese als Tie-Moleküle bezeichneten Verbindungsstrukturen weisen außerhalb der Lamelle amorphe Eigenschaften auf und begründen die hohe Zähigkeit teilkristalliner Kunststoffe.

Wie in Abbildung 2.8b dargestellt, bilden sich aus den Kristalliten (Lamellen) geordnete Überstrukturen, die als Sphärolithe bezeichnet werden. In Abbildung 2.9 ist ein großer Sphärolith mit radial angeordneten Lamellen dargestellt [Ehr11].

Auch das Ausmaß der Kristallisation, der **Kristallisationsgrad** K , kann über Verarbeitungsparameter beeinflusst werden und hat erheblichen Einfluss auf die Materialeigenschaften, vergleiche Tabelle 2.1. Abbildung 2.10 zeigt den Zusammenhang zwischen Kristallisation und der Höhe der Unterkühlung der Schmelze auf. Sowohl für die Keimbildungs- als auch für die Wachstumsgeschwindigkeit ergibt sich ein Maximum. Damit würde sich für

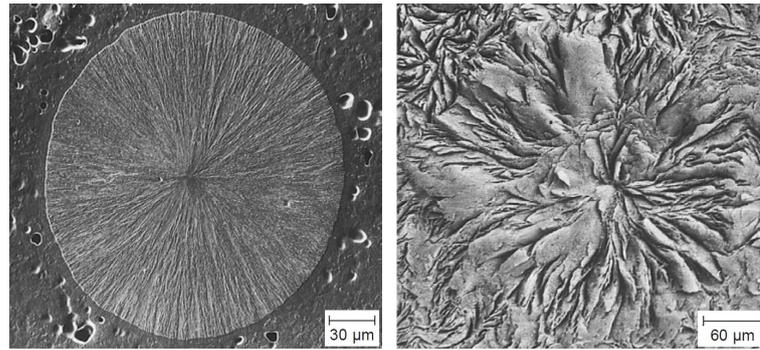


Abbildung 2.9: Geätzte Schliche von Sphärolithen mit radial angeordneten Lamellen [Ehr11]

die Kristallisationsgeschwindigkeit ein Maximum zwischen diesen beiden Maxima ergeben. Dadurch, dass die Kristallisationsgeschwindigkeit für hohe Unterkühlungen nicht stetig ansteigt, sinkt für hohe Kühlraten entsprechend der Kristallisationsgrad. So kann beispielsweise ein PA6 nach schneller Abkühlung einen Kristallisationsgrad von 10 % aufweisen, während eine langsame Abkühlung zu Kristallisationsgraden von bis zu 60 % führt [Dom13].

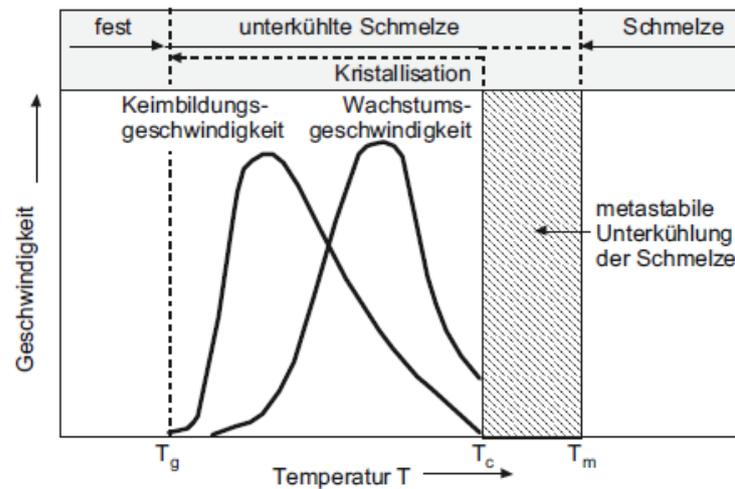


Abbildung 2.10: Keimbildungs- und Kristallwachstumsgeschwindigkeit [Ehr11]

Auch die Größe der Sphärolithe hängt entsprechend von der Höhe der Unterkühlung ab. Wie in Abbildung 2.10 dargestellt, sind die Keimbildungsgeschwindigkeit und das Kristallwachstum temperaturgetrieben. Bei höherer Unterkühlung der Schmelze liegt eine hohe Keimbildungsgeschwindigkeit vor, mehr Sphärolithe entstehen, deren Größe abnimmt und deren Struktur sich verfeinert. Höhere Schmelzetemperaturen lassen kristalline Strukturen wachsen und dämpfen die Keimbildung [Ehr11]. Für die Prozessführung bedeutet dies, dass Kühlraten, Haltetemperaturen und -zeiten die kristalline Struktur des Kunststoffes bestimmen.

Vergleichbar mit der Korngröße in metallischen Gefügen bedingt die Größe der Sphärolithe die mechanischen Eigenschaften teilkristalliner Kunststoffe. Kennwerte, wie die Streckspannung, Festigkeit, Bruchdehnung und Zähigkeit, nehmen für feinere Sphärolithstrukturen zu. Aufgrund der hohen Schwindung der Sphärolithe kommt es im Randbereich zwischen amorpher und kristalliner Phase zu hohen Eigenspannungen, was eine erhöhte Anfälligkeit für Spannungsrisse zur Folge hat [Ehr11]. Weitere Abhängigkeiten ausgewählter Materialeigenschaften werden in Tabelle 2.1 zusammengefasst.

Mit dem Kristallisationsgrad steigt ↗	Mit dem Kristallisationsgrad sinkt ↘
<ul style="list-style-type: none"> • die Dichte • der Elastizitätsmodul (E-Modul) • die Zugfestigkeit (Streckgrenze) • die Härte • die Abriebfestigkeit • die Beständigkeit gegen Lösungsmittel • die Wärmeleitfähigkeit • die Schmelzwärme 	<ul style="list-style-type: none"> • die mechanische Dämpfung • die Schlagzähigkeit • die Bruchdehnung (Verstreckbarkeit) • die Kompressibilität • die thermische Ausdehnungen • die Beständigkeit gegen Spannungsrisse • die Quellung • die Permeation von Gasen • die Lichtdurchlässigkeit

Tabelle 2.1: Materialeigenschaften mit steigendem Kristallisationsgrad nach Ehrenstein [Ehr11]

Bei hoher Unterkühlung kann es dazu kommen, dass die Kristallisation nach dem Fertigungsprozess nicht abgeschlossen ist und eine Nachkristallisation erfolgt. Entsprechend kann Schwindung fortlaufend im Anschluss an den Fertigungsprozess erfolgen und die Maßhaltigkeit teilkristalliner Bauteile herabsetzen. Durch den Zuschlag von Additiven, wie keimbildenden Nukleierungszusätzen, kann die Kristallisationstemperatur angehoben und die Kristallisation beschleunigt werden. Dadurch wird der Kristallisationsgrad bei der Abkühlung erhöht, die Sphärolithgröße verringert und einer umfassenden Nachkristallisation vorgebeugt. [Erh08; Eye20a; Ehr11]

Wie bereits vorgestellt, werden die Materialeigenschaften teilkristalliner Thermoplaste durch deren Morphologie (u.a. Kristallisationsgrad, Sphärolithgröße) erheblich beeinflusst. Deshalb muss der Kristallisationsprozess bei der Prozessführung im FLM-Verfahren berücksichtigt werden, um Materialeigenschaften gezielt beeinflussen zu können. Im Folgenden werden Forschungsarbeiten vorgestellt, welche die Kristallisationskinetik teilkristalliner Thermoplaste und speziell von Polyamiden untersucht haben. Von deren Erkenntnissen wird auf mögliche Anpassungen der Prozessführung zurückgeschlossen.

Kristallisationskinetik Die Kristallisationskinetik kann mittels Differential Scanning Calorimetry, Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC)-Messungen untersucht werden. Dabei kann die Kühlrate $\Delta\dot{T}$ oder eine konstante Kühltemperatur vorgegeben werden. Eine hohe Kühlrate $\Delta\dot{T}$ (auch als cooling-rate bezeichnet) bedingt in der Regel ein schnelles Kristallwachstum, was zu vielen Störstellen führt und damit kleinere Kristallite bedingt. Auch der Kristallisationsgrad kann bei hohen Kühlraten abgesenkt werden, sodass teilkristalline Thermoplaste auch vollständig amorph erstarren können [BS13]. Niedrige Kühlraten hingegen ermöglichen ein langsames, geordnetes Kristallisieren mit großen kristallinen Strukturen. Was konstante Kühltemperaturen betrifft, so bedingen geringe Unterkühlungen beziehungsweise hohe Kühltemperaturen nahe der Kristallisationstemperatur T_c ein langsames Kristallwachstum, hohe Ordnungsgrade, hohe Kristallinitätsgrade und große Kristallite, wie in Abbildung 2.11a für PA12 zu erkennen. Sehr niedrige Kühltemperaturen beschleunigen die Kristallisation (erhöhte Kühlrate) und zeigen deshalb entgegengesetzte Effekte.

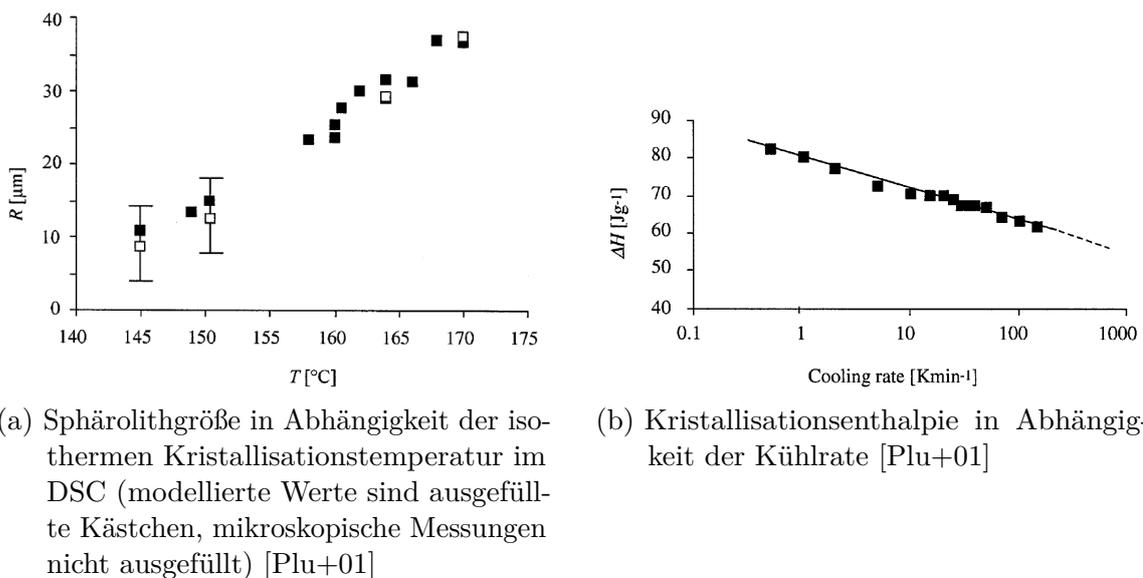
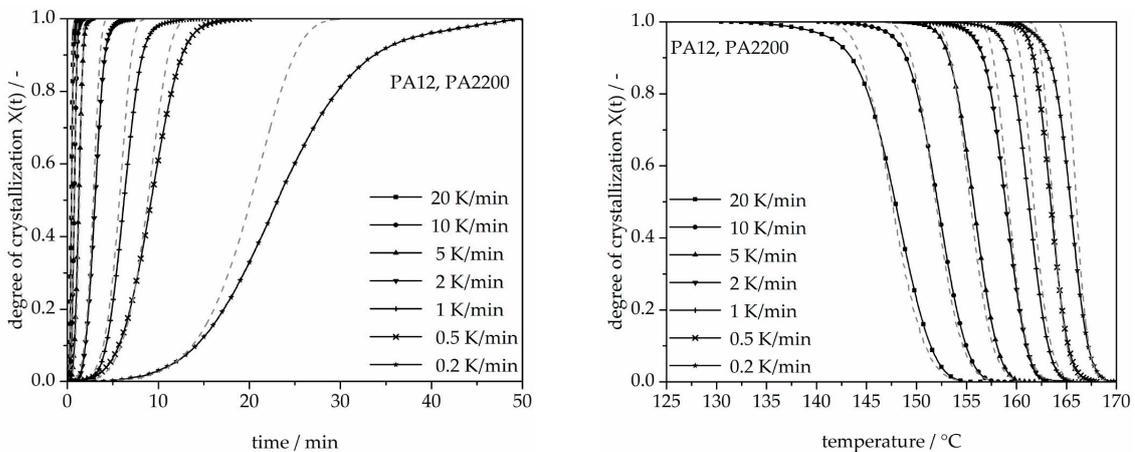


Abbildung 2.11: Kristallisationskinematik von PA12 [Plu+01]

In mehreren wissenschaftlichen Arbeiten ist das Nukleierungs- und Kristallisationsverhalten von dem für diese Arbeit relevanten Werkstoff PA12 untersucht worden. In diesen Arbeiten wurde das Kristallisationsverhalten von PA12 für isotherme (Avrami-Modell) Kristallisationen bei konstanter Schmelztemperatur und nicht isotherme (Nakamura-Modell) Kristallisationsvorgänge für konstante Kühlraten $\Delta\dot{T}$ modelliert. Diese Modelle sind jeweils mittels DSC-Untersuchungen kalibriert und validiert worden. [Plu+01; ZWD18; Neu+16]

Zhao et al. sowie Neugebauer et al. haben im Hinblick auf das SLS[®]-Verfahren den PA-basierten Werkstoff PA2200 der Firma EOS charakterisiert. Beide Arbeiten zeigen, dass die isotherme Kristallisation bei niedrigen Temperaturen beschleunigt wird. Außerdem wird die nicht isotherme Kristallisation anhand unterschiedlicher Kühlraten $\Delta\dot{T}$ untersucht. In den Abbildung 2.12a und 2.12b sind die Ergebnisse der DSC-Untersuchungen (Volllinien) von Zhao et al. gegenüber den modellierten Werten (gestrichelte Linien) aufgezeigt. Es wird deutlich, dass höhere Kühlraten $\Delta\dot{T}$ zu einer schnelleren Auskristallisation, vergleiche Abbildung 2.12a, sowie zu einer tieferen Kristallisationstemperatur T_c , vergleiche Abbildung 2.12b, führen. Für die untersuchten Kühlraten von maximal 20 K min^{-1} wurde jeweils eine vollständige Kristallisation festgestellt.



(a) Kristallisationsgrad gegenüber Zeit in Abhängigkeit der Kühlrate [ZWD18]

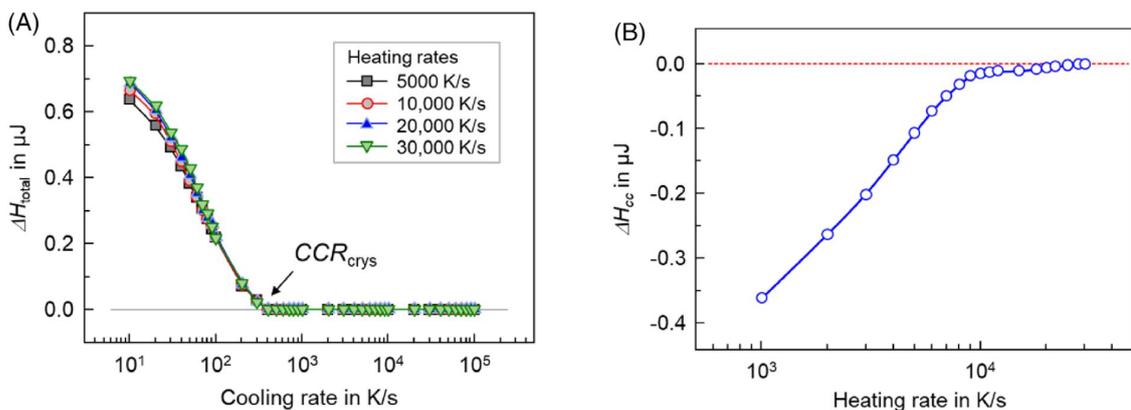
(b) Kristallisationsgrad gegenüber Temperatur in Abhängigkeit der Kühlrate [ZWD18]

Abbildung 2.12: Kristallisationsverhalten von PA12 in Abhängigkeit der Kühlrate

Plummer et al. haben ebenfalls ein PA untersucht und gezeigt, dass die mittlere Größe der Sphärolithe für niedrige Temperaturen bei isothermer Kristallisation abnimmt, vergleiche dazu Abbildung 2.11a. Wie zuvor bereits beschrieben, steht die Abnahme der Sphärolithgröße dabei im Zusammenhang mit der beschleunigten Kristallisation. Für erhöhte Kühlraten $\Delta\dot{T}$ wurde festgestellt, dass die Kristallisationswärme sinkt, was auf einen abnehmenden Kristallisationsgrad K schließen lässt, vergleiche Abbildung 2.11b. [Plu+01]

Während Zhao et al., Neugebauer et al. sowie Plummer et al. niedrige Kühlraten bis maximal $\Delta\dot{T} = 40\text{ K min}^{-1}$ untersucht haben, forcierten Zhang et al. die Untersuchung des Nukleierungsverhaltens und der Kristallisationskinetik von PA12 im Fast Scanning Calorimetry (FSC)-Verfahren für Kühlraten bis zu $\Delta\dot{T} = 100\,000\text{ K s}^{-1}$ sowie Heizraten von bis zu $30\,000\text{ K s}^{-1}$. Das untersuchte Material ist ein Filamentwerkstoff der Firma Fiberlogy aus Polen, welches für das FLM-Verfahren angeboten wird. Sowohl die hohen

Kühlraten als auch die Materialauswahl zeigen die Relevanz dieser Experimente im Hinblick auf die Thematik dieser Arbeit auf. Bei diesen Untersuchungen wurde die Prozesszeit der Abkühlung näher betrachtet, welche im FLM-Verfahren vergleichsweise gering ist. So konnten kritische Kühlraten $\dot{\Delta T}$ einerseits für den Kristallisationsprozess und andererseits für den Nukleierungsprozess bestimmt werden. Wie in Abbildung 2.13a zu erkennen, sinkt die Enthalpieänderung ΔH_{total} für Kühlraten $\dot{\Delta T} \geq 300 \text{ K s}^{-1}$ bis auf einen Wert von Null. Da die Enthalpieänderung dabei maßgeblich der Schmelzenthalpie entspricht, folgt, dass für Kühlraten $\dot{\Delta T} \geq 300 \text{ K s}^{-1}$ keine Kristallisation erfolgt. Das Material erstarrt vollständig amorph. Es ist gut erkennbar, dass die Enthalpieänderung und damit der Kristallisationsgrad mit steigender Kühlrate erheblich abnimmt. Wird die Kristallisation durch hohe Kühlraten unterbunden, findet trotzdem eine Bildung von Kristallkeimen (Nukleation) statt. Für die nicht isothermen Versuche konnte gezeigt werden, dass eine anschließende Erwärmung eine kalte Kristallisation (Nachkristallisation) zur Folge hat, da entstandene Keime aufgrund fehlender Kristallisation verblieben sind. Abbildung 2.13b zeigt die Kristallisationsenthalpien der Nachkristallisation bei erneuter Erwärmung der Probe. Die Nachkristallisation hängt dabei proportional von der Anzahl in der Schmelze verbliebener Keime und der Heizrate ab. Mit weiter ansteigenden Kühlraten sinkt der Umfang der Keimbildung, ehe für Kühlraten $\dot{\Delta T} \geq 10\,000 \text{ K s}^{-1}$ auch keine Nukleation möglich ist und auch eine Nachkristallisation ausbleibt. Wird die Erwärmungsrate sehr hoch gewählt ($10\,000 \text{ K s}^{-1}$) so bleibt auch die Nachkristallisation aus. [Zha+22]



(a) Enthalpieänderung in Abhängigkeit der Kühlrate für verschiedene Erwärmungsraten [Zha+22]

(b) Enthalpie der Nachkristallisation für unterschiedliche Erwärmungsraten für abgeschrecktes (auf 120 K mit $100\,000 \text{ K s}^{-1}$) PA12 [Zha+22]

Abbildung 2.13: Kristallisations- und Nachkristallisationsenthalpien in Abhängigkeit von Kühl- und Erwärmungsraten

In isothermen FSC-Untersuchungen, vergleiche Abbildung 2.14, wurden die Nukleierung und Kristallisation für konstante Temperaturen zwischen 303 K und 403 K untersucht. Abgeschreckte Proben sind dafür anschließend für unterschiedlich lange Zeiträume auf

die entsprechende Temperatur erwärmt worden. In einer anschließenden Erwärmung sind die Gesamtenthalpie, siehe Abbildung 2.14 A, sowie die Nachkristallisation, vergleiche Abbildung 2.14 B, als Indikator für den Nukleierungszustand untersucht worden. Es zeigt sich, dass die Nukleierung mit steigender Temperatur schneller abläuft. Für höhere Temperaturen liegen weniger Keime vor, da Kristallisationsvorgänge ablaufen können, vergleiche 2.14 B (Kurve für 343 K). Mit zunehmender Keimbildung setzen Kristallisationsvorgänge ein. Abbildung 2.14 A zeigt die versetzte Kristallisation. Für niedrige Temperaturen findet die Kristallisation verzögert nach fortgeschrittener Nukleierung statt. Für höhere Temperaturen findet eine frühere und schnellere Kristallisation statt. Die Abbildungen 2.14 C und D bilden die angepassten Kristallisations- und Nukleierungsmodell nach Avrami für die Temperatur 303 K ab. Die Halbwertszeiten für die Kristallisation und Nukleierung wurden zu 2 s beziehungsweise 0,1 s bestimmt. Die gewonnen Ergebnisse wurden mit weiteren Literaturwerten verglichen und als plausibel eingestuft. [Zha+22]

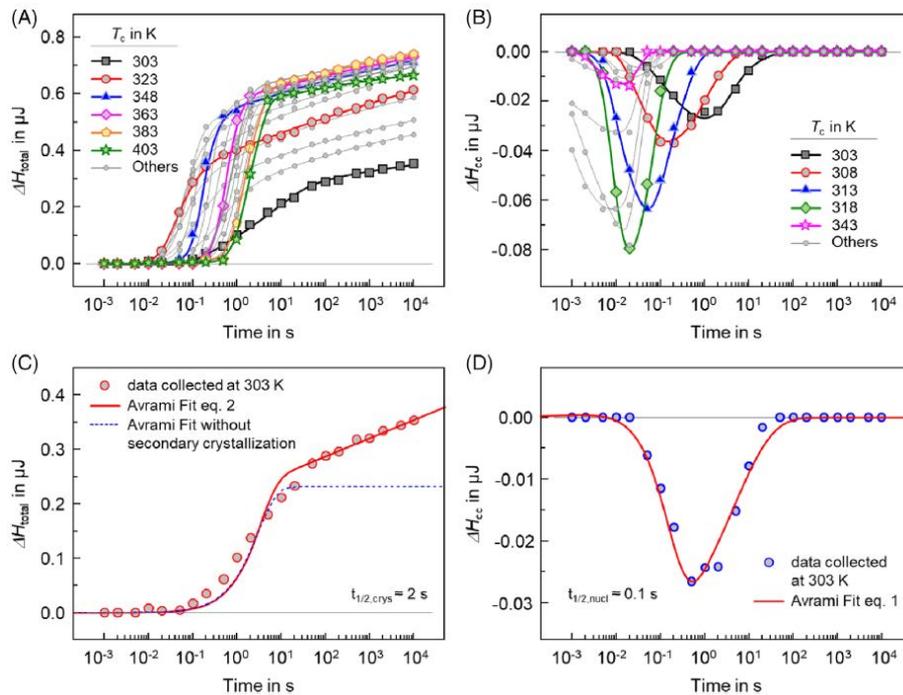


Abbildung 2.14: Isotherme FSC-Kalorimetrieuntersuchungen für PA12 [Zha+22]

Auch die Form der Kristallite wird durch die thermische Historie des Materials beeinflusst. So haben Ma et al. den Werkstoff PA12 hinsichtlich seiner kristallinen Strukturen mittels Röntgen-Diffraktometrie, DSC-Untersuchungen und FTIR-Spektroskopie untersucht. PA12 kann je nach thermischer Historie α -, α' -, γ - und γ' -Kristalle bilden. Ma et al. stellten fest, dass gegossene Proben einer Polymerlösung (angelöst mit Phenol/Ethanol-Gemisch) einen Anteil an α -Kristallen hervorbringen. Aufgeschmolzene Proben, welche natürlich von 220 °C auf Raumtemperatur abkühlen, bilden maßgeblich γ -Kristalle und abgeschreckte Proben γ' -Kristalle. Zugfestigkeitsuntersuchungen der Proben haben ergeben, dass Proben

mit α -Kristallen eine besonders niedrige Bruchdehnung von 18 % vorweisen und verglichen mit den Proben der beiden anderen Kristallformen niedrigere Steifigkeiten und Festigkeiten (25 MPa) haben. Die Probe mit γ -Kristallen hat eine Festigkeit von 63,9 MPa bei einer Bruchdehnung von 618 % erreicht, während die abgeschreckte Probe 44,1 MPa bei 446 % ausgehalten hat. So wurde herausgestellt, dass eine langsam ausgekühlte Probe maßgeblich γ -Kristalle bildet, welche dem PA die besten mechanischen Eigenschaften verleihen. [Ma+20]

Die vorgestellten Arbeiten zeigen die Komplexität der Kristallisationskinetik auf. Anhand dieses Standes der Technik kann jedoch keine eindeutige Aussage zu optimalen Prozessparametern im FLM-Verfahren bestimmt werden. Dennoch wird gezeigt, wie groß der Einfluss hoher Kühlraten auf das Nuklierungs- und Kristallisationsverhalten von PA12 im FLM-Verfahren ist. Vorläufig lässt sich zusammenfassen, dass hohe Kühlraten zu geringeren Kristallisationsgraden und verbliebenen Keimen in der Schmelze führen, welche eine Nachkristallisation bedingen können. In den beiden folgenden Abschnitten werden die Materialschwindung, -schrumpfung und -eigenspannungen eingeführt, welche auf die zuvor beschriebenen Materialeigenschaften zurückzuführen sind.

Schwindung und Schrumpfung thermoplastischer Kunststoffe

Wie die meisten Materialien weisen auch Kunststoffe eine temperatur- und druckabhängige Dichte beziehungsweise als deren Kehrwert das spezifische Volumen auf. Für das in dieser Arbeit verwendete Material ist diese Abhängigkeit in dem pvt-Diagramm in Abbildung 2.15 aufgezeigt. Generell kann angenommen werden, dass je höher die Materialtemperatur ist, desto höher ist auch das spezifische Volumen eines Thermoplasts. Oberhalb der Schmelztemperatur $T_m = 175^\circ\text{C}$ steigt das spezifische Volumen linear mit der Schmelztemperatur T_S an, vergleiche Abbildung 2.15. Je weniger thermische Energie in der Schmelze vorliegt, umso geringer wird die Unordnung der Moleküle untereinander. Wird die Schmelze eines teilkristallinen Thermoplasts unter die Schmelztemperatur abgekühlt, setzt der Kristallisationsprozess ein, wie im Kapitel 2.2.1 beschrieben. Die Ordnungsvorgänge im Zuge der Kristallisation bedingen, dass die Moleküle weniger Volumen einnehmen. Im pvt-Diagramm ist dieser Bereich durch die sprunghafte Abnahme des spezifischen Volumens erkennbar. Der Temperaturbereich, in welchem die Kristallisation vorwiegend stattfindet, hängt, wie im vorherigen Kapitel beschrieben, von der Kühlrate und der Unterkühlung ab. Doch die Kristallisation verschiebt sich auch mit steigenden Drücken in Richtung höherer Temperaturen, wie in Abbildung 2.15 zu erkennen. Sobald der finale Kristallisationsgrad mit sinkender Temperatur erreicht ist, nimmt das spezifische Volumen mit fallender Temperatur linear ab. Das spezifische Volumen nimmt mit steigenden Drücken ab. Die rote (1 bar) und blaue Kurve (200 bar) markieren das relevante Prozessfenster für das FLM-Verfahren.

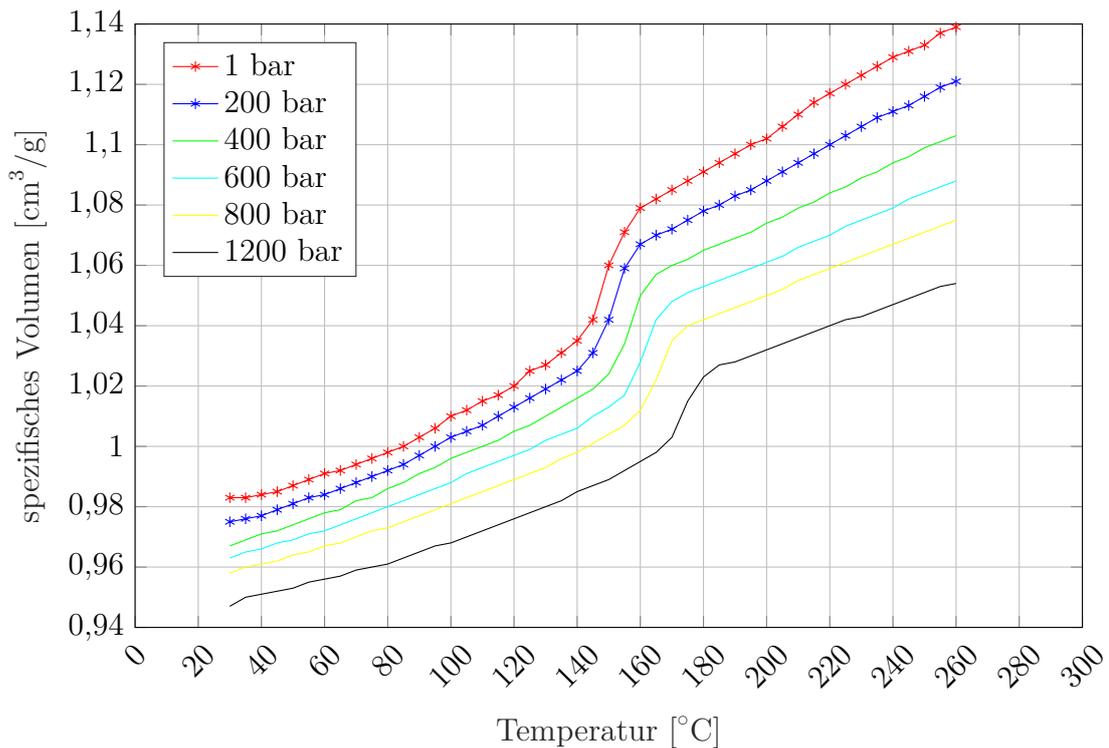


Abbildung 2.15: pvt-Diagramm Arkema PA12 AESNO TL nach [Dev02]

Folglich ist für teilkristalline Thermoplaste festzuhalten, dass deren spezifisches Volumen mit sinkender Temperatur stetig abnimmt und diese Abnahme bei der Kristallisation einen zusätzlichen Sprung erfährt. Die Volumenabnahme wird als **Schwindung** bezeichnet. Verringern sich die Gesamtabmaße eines Bauteils ohne eine Volumenänderung, liegt eine **Schrumpfung** vor. Beide Vorgänge laufen prozessbegleitend oder nachgelagert ab und können die Gestalt des Bauteils negativ beeinflussen.

Eigenspannungen thermoplastischer Kunststoffe

Durch die gewählten Prozessparameter sowie Randbedingungen der Verarbeitung (Bauteilgeometrie, Werkstoffeigenschaften) werden die Eigenschaften des thermoplastischen Materials und folglich des Bauteils erheblich beeinflusst. Diese werden als innere Eigenschaften bezeichnet und nach Baur und Saechtling maßgeblich durch

- die Orientierung von molekularen Strukturen,
- die Eigenspannungen,
- die Molekülordnung und Kristallisation,
- den molekularen Aufbau
- und die eingebrachten Zuschlagstoffe bestimmt [BS13].

Ähnlich kategorisiert sind die eigenschaftsbildenden Faktoren, welche in Abbildung 2.16 durch Eyerer et al. veranschaulicht worden sind. Sind die inneren Eigenschaften bekannt, so kann der Zustand des Kunststoffes und dessen Gebrauchseigenschaften bestimmt oder der Verarbeitungsprozess optimiert werden. [BS13]

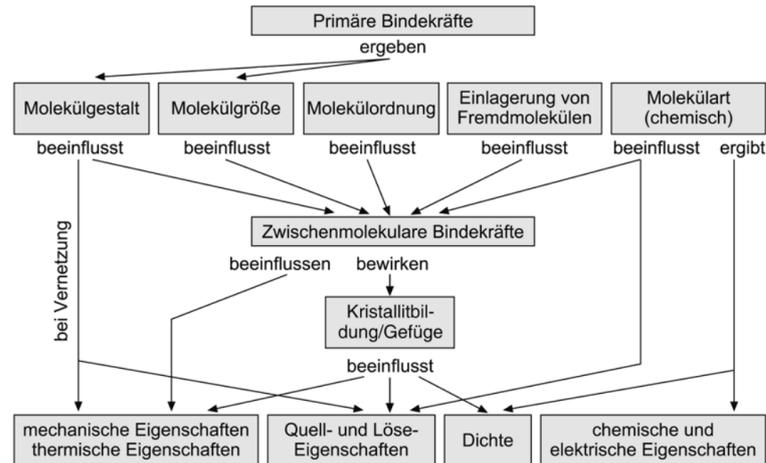


Abbildung 2.16: Eigenschaftsbeeinflussung von Polymeren [Eye20a]

Nach dem FLM-Verfahren werden in der Regel auf den Prozess hin entwickelte Materialien verarbeitet. Dabei wird der molekulare Aufbau (Molekülgestalt, Molekülart) und die Wahl der Additive (Einlagerung von Fremdatomen), vergleiche Abbildung 2.16, im Hinblick auf die Verarbeitbarkeit und die resultierenden Eigenschaften des gefertigten Bauteils optimiert. Die Orientierung molekularer Strukturen wird prozessbedingt primär in Ablagerichtung der Bahnen aufgeprägt, da die Schmelze in der schlanken Düsengeometrie des Heißkanals eine Streckströmung erfährt, vergleiche Abbildung 2.17, und ist damit nicht variabel. Der Eigenspannungszustand und die Kristallisation werden empfindlich über die gewählten Verarbeitungsparameter des FLM-Prozesses beeinflusst. So können sich beispielsweise molekulare Ausrichtungen bei erhöhten Temperaturen in Relaxationsprozessen zurückbilden, während hohe Kühlraten zu FLM-Bauteilen mit ausgerichteten Molekülen innerhalb der abgelegten Bahnen führen. Orientierte Molekülstrukturen bedingen dabei anisotrope Werkstoffeigenschaften in Bezug auf die Steifigkeit, Festigkeit, Wärmedehnung oder das Schwindungsverhalten. Diese Effekte können positive oder negative Bauteileigenschaften hervorrufen.

Im Erstarrungsprozess des Thermoplasts werden dem Material prozessabhängige innere Eigenschaften aufgeprägt. Nach Ablage der heißen Schmelze schwindet die Mobilität der Makromoleküle mit zunehmender Abkühlung und sie nehmen energetisch günstige Anordnungen an. Oberhalb der Schmelztemperatur T_m können sich die Makromoleküle relativ zueinander bewegen, sodass auftretende Spannungen innerhalb der Schmelze unmittelbar abgebaut werden können. Die Schwindung kann dann aufgrund des schmelzflüssigen,

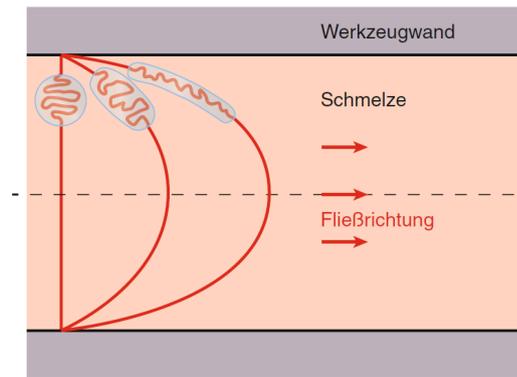


Abbildung 2.17: Molekülausrichtung in einer Schmelzeströmung [BS13]

viskosen Zustands unmittelbar kompensiert werden. Eine Formänderung des Bauteils im Zuge der Schwindung ist durch Materialfließen möglich. Mit Beginn der Kristallisation ordnen sich Makromoleküle zu stabilen Strukturen an. Diese Strukturen hindern amorph verbliebene Molekülketten zunehmend daran aneinander abzugleiten, sich umzuorientieren und damit der fortschreitenden Schwindung des Materials nachzukommen, sodass Spannungen im Material, welche als **Eigenstressungen** bezeichnet werden, verbleiben da sie nicht abgebaut werden können. Der Eigenstresszustand eines Bauteils wird folglich maßgeblich durch die Druck- und Temperaturführung während des Erstarrungs- und Kristallisationsprozesses beeinflusst. Faktoren, wie

- heterogene Temperaturverteilungen im Bauteil,
- hohe Wärmeausdehnungskoeffizienten,
- hohe Materialsteifigkeiten (E-Modul)
- und schnelle Abkühlgeschwindigkeiten

können hohe Bauteileigenstressungen bedingen, welche das Material mechanisch vorbelasten und so dessen Festigkeit herabsetzen. Mit heterogenen Verteilungen von Eigenstressungen geht in der Regel eine inhomogene Schwindung und damit der Verzug eines Bauteils einher. [BS13]

Hohe Kristallinität und hohe Kristallisationsgeschwindigkeiten bedingen eine vergleichsweise hohe Schwindung und daraus resultierenden Verzug. Aus diesem Grund bieten sich für das FLM-Verfahren teilkristalline Thermoplaste mit geringer Kristallisationsgeschwindigkeit und niedriger Kristallinität an. [Wan+18]

Im Folgenden wird die Materialauswahl vorgestellt, welche im Hinblick auf einen teilkristallinen Thermoplasten mit kritischer Schwindung erfolgt ist, um den Verzug als Qualitätskriterium für die Prozessführung untersuchen zu können.

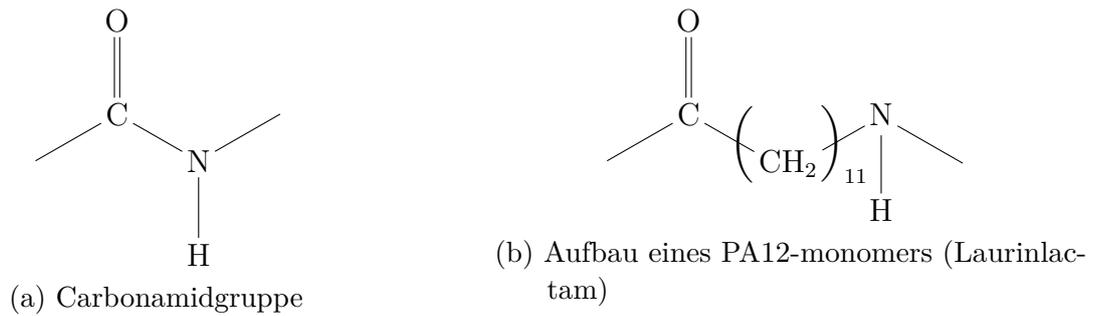


Abbildung 2.18: Chemischer Aufbau von Polyamid 12 [Dom13]

2.2.2 Das verwendete Material - PA12 - Arkema Rilsamid AESNO TL

In dieser Arbeit wird ein Kunststofffilament verwendet, welches aus dem Material PA12 - Arkema Rilsamid AESNO TL der Firma Arkema hergestellt worden ist. Die genaue Materialbezeichnung nach ISO 16396-1 lautet: PA12, EGHL, C22-010. [Deu21]

Polyamide weisen eine typische Carbonamidgruppe, siehe Abbildung 2.18a, auf, welche eine Anzahl an Methylgruppen einschließt und die Monomere (Laurinlactam (PA12)) miteinander verbindet. Die Nomenklatur der Polyamide besagt, dass PA12 aus elf Methylgruppen und zusätzlich einer Carbonamidgruppe, wie in Abbildung 2.18b gezeigt, zusammengesetzt ist, woraus folgende Strukturformel hervorgeht ($\dots [NH - (CH_2)_{11} - CO] \dots$). Ein PA6 weist demnach entsprechend fünf Methylgruppen auf.

PA12 zeichnet sich gegenüber verwandten Polyamiden, wie PA6 oder PA6.6, durch eine geringe Wasseraufnahme, ein gutes Schlagverhalten und eine gute Beständigkeit gegenüber Spannungskorrosion aus. Aufgrund der langen Methylketten mit ungerader Anzahl an Methylgruppen weist PA12 eine verhältnismäßig niedrige Schmelztemperatur auf. [Dom13]

Bei dem Material Rilsamid AESNO TL der Firma Arkema handelt es sich um ein reines PA12. Nach DIN EN ISO 16396 ist dieser Typ für Extrusionsanwendungen entwickelt worden, wird in Granulatform geliefert und ist sowohl wärmealterungs-, als auch licht- und/oder witterungsstabilisiert. Der Hersteller wirbt auf der Firmenwebsite mit einer guten Verarbeitbarkeit dieses Materials unter anderem in Extrusions-, Injections- und Blasformprozessen. Das Material ist laut des Herstellers aufgrund seiner Eigenschaften und Qualität für den Automotivebereich ebenso wie in der Elektrotechnik oder Industrieanwendungen verwendbar. [ARK22]

Thermische Eigenschaften Rilsamid AESNO TL hat eine für das FLM-Verfahren hohe Schmelztemperatur von 180°C . Daraus resultiert auch eine hohe Warmfestigkeit, sodass die Vicat-Erweichungstemperatur ($50^\circ\text{C h}^{-1}/50\text{ N}$) 142°C beträgt. Der thermische

Ausdehnungskoeffizient liegt bei $100 \mu\text{K}^{-1}$, wobei ein starke Dichteänderung im Bereich der Kristallisation erkennbar ist, vergleiche Abbildung 2.15. [Che20]

Mechanische Eigenschaften In Tabelle 2.2 sind einige Schlüsseleigenschaften des Materials aufgezeigt, welche in der Werkstoffbeschreibung des Herstellers angeführt werden [ARK22]. Zur Evaluation der qualitativen Bewertung der Materialeigenschaften sind charakteristische Kennwerte aus dem Werkstoffdatenblatt mit Literaturwerten aus einem Standardwerk von Domininghaus et al. für PA12 und PA6 (Perlon) verglichen worden [Dom13]. Nach dieser Einordnung können Rilsamid AESNO TL vergleichsweise gute mechanische Eigenschaften zugesprochen werden.

Tabelle 2.2: Material- und Schlüsseleigenschaften von PA12 Rilsamid AESNO TL im Vergleich mit PA6 nach [ARK22]

<i>mech. Eigenschaften</i>	PA12 [ARK21]	PA12 [Dom13]	PA6 [Dom13]
<i>Zugfestigkeit</i>	50 MPa	45 MPa	40 MPa
<i>Bruchdehnung</i>	> 50 %	300 %	200 %
<i>E-Modul</i>	1 500 MPa	1 600 MPa	1 400 MPa
<i>Schlüsseleigenschaften</i>			
<i>geringe Dichte ρ_M</i>	1 010 kg m ⁻³	1 020 kg m ⁻³	1 130 kg m ⁻³
<i>geringes Materialgewicht</i>			
<i>gute Dämpfungseigensch.</i>	-	-	-
<i>gute chem. Beständigkeit</i>	-	-	-
<i>geringe Wasseraufnahme (gute Formstabilität)</i>	1,6 %	1,3–1,7 %	9–10 %
<i>hohe mech. Flexibilität (bei niedr. Temp.)</i>	-	-	-
<i>hohe Kerbschlagzähigkeit (bei niedr. Temp.)</i>	6 kJ m ⁻² (-30 °C)	6–10 kJ m ⁻² (-40 °C)	3 kJ m ⁻² (-40 °C)
<i>gute Verschleißbest.</i>	-	-	-
<i>geringe Anfälligkeit f. Spannungsrissebildung</i>	-	-	-

Hinsichtlich der angeführten Schlüsseleigenschaften kann bestätigt werden, dass Rilsamid eine vergleichsweise geringe Dichte, geringe Wasseraufnahme und hohe Zähigkeit bei geringen Temperaturen vorweist, vergleiche Tabelle 2.2. Eigenschaften, wie gute Dämpfungseigenschaften, gute chemische Beständigkeit, hohe mechanische Flexibilität, gute Verschleißbeständigkeit und geringe Spannungsrissempfindlichkeit, konnten auf Basis der Datenblätter nicht quantifiziert werden, stellen jedoch charakteristische vorteilhafte Ei-

enschaften von Polyamiden gegenüber anderen Thermoplasten dar. Die Empfindlichkeit gegenüber Spannungsrissen ist bei PA11 und PA12 gegenüber Polyamiden der 6er-Reihe geringer.

Abbildung 2.19 zeigt eine Einteilung von Kunststoffen entsprechend ihrer Anwendungsbereiche, wie sie oft Verwendung findet. Spoerk et al. haben diese Pyramide im Hinblick auf die Materialverfügbarkeit für das FLM-Verfahren überarbeitet. Das in dieser Arbeit verwendete Material PA12 wird hier im Bereich technischer Thermoplaste (engl. engineering plastics) eingeordnet. Wie dargestellt, werden Filamente für das FLM-Verfahren kommerziell vertrieben.

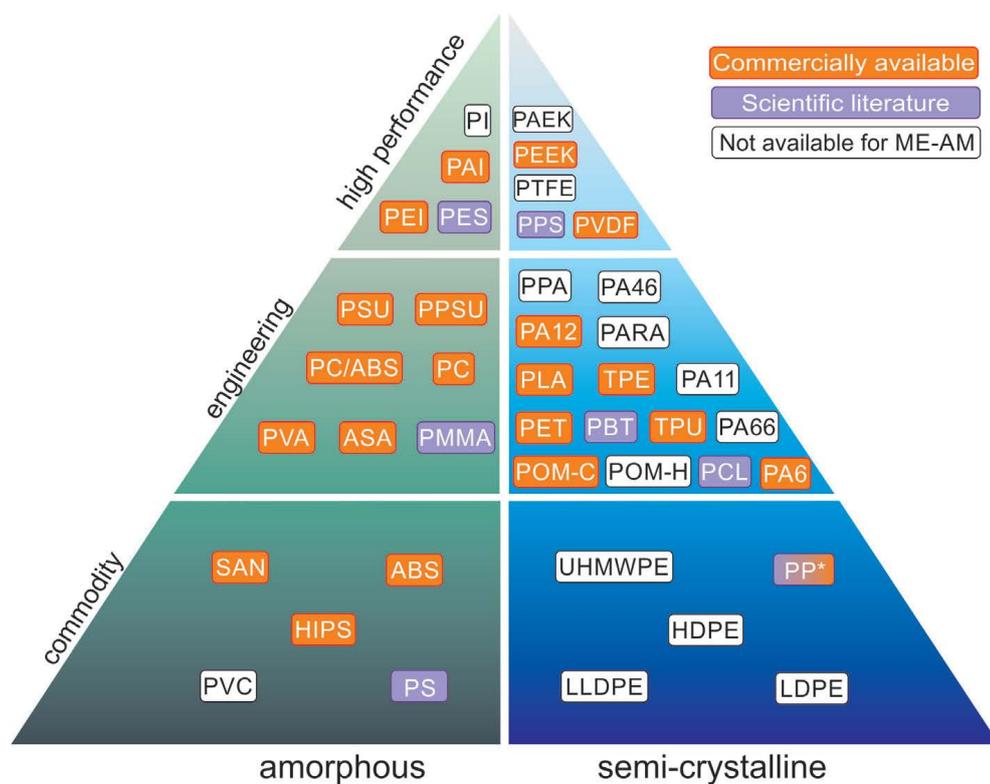
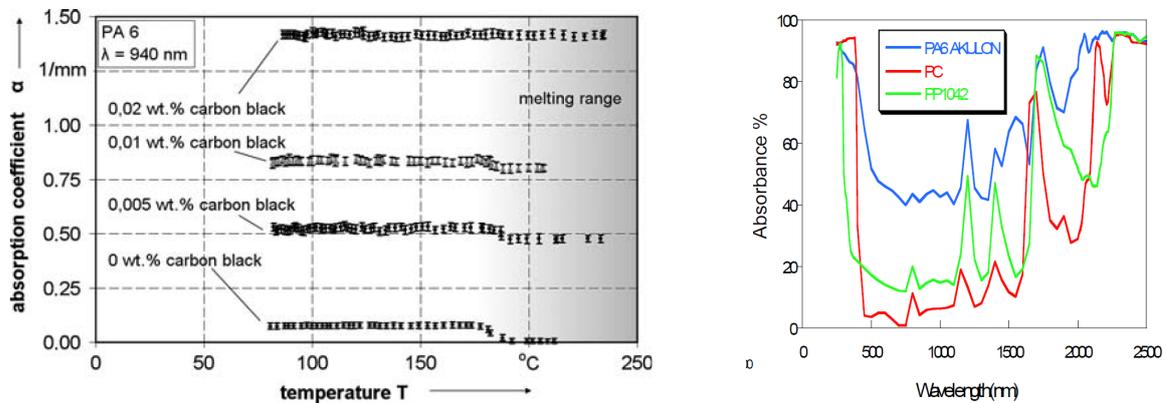


Abbildung 2.19: Verfügbarkeit/Verwendbarkeit unterschiedlicher Kunststoffe für das FLM-Verfahren [SHG20]

Trotz der Verfügbarkeit des Materials stellt die Verarbeitbarkeit hohe Anforderungen an die Anlagentechnik und den Bediener, sodass PA12 nicht zu den verbreiteten Ausgangsmaterialien gehört. Für ideale Bauteilgeometrien, wie Flachproben, die liegend gedruckt werden und deshalb eine hohe Kontaktfläche zum Druckbett haben, können für hohe Druckbett- und Extrusionstemperaturen dabei gute Ergebnisse erreicht werden [Li+17]. Für andere Druckorientierungen treten Probleme, wie mangelhafter Lagenverbund und Verzug, auf. Filamentwerkstoffe werden deshalb zur besseren Verarbeitbarkeit mit Additiven in der Regel unbekannter Zusammensetzung compoundiert [SHG20]. Im Rahmen dieser Arbeit

ist deshalb auf diesen, nicht für das FLM-Verfahren, sondern für Extrusionsanwendungen spezialisierten Werkstoff zurückgegriffen worden, dessen Hersteller und Eigenschaften bekannt sind.

Optische Eigenschaften Der optische Eindruck von PA12 ist opaque. Für das sichtbare Licht ist das Material aufgrund seiner Teilkristallinität nicht transparent. Jedoch ist der Absorptionsgrad im sichtbaren Spektrum ebenfalls nicht erheblich. Abbildung 2.20b zeigt, dass der Absorptionsgrad des verwandten Werkstoffs PA6 trotz einer Materialstärke von 3,2 mm für weite Teile des Spektrums unter 50 % liegt.



(a) Absorptionskoeffizient von PA6 in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts [GFS09]

(b) Absorptionsspektrum für 3,2 mm starke PA6 Proben [WBZ10]

Abbildung 2.20: Absorptionsspektren von PA6-Werkstoffen

Da in dieser Arbeit Strahlung im sichtbaren Spektrum absorbiert werden muss, ist ein coloriertes Material gewählt worden. Der Werkstoff Rilsamid AESNO TL ist mit 1 % des Masterbatches Kilips-Batch tiefschwarz auf Kohlenstoffbasis zu einem schwarzen Material mit hohem Absorptionskoeffizienten compoundiert worden [Bat27]. Mit steigendem Anteil an Kohlenstoff im Material erhöht sich dessen Absorptionskoeffizient erheblich, wie in Abbildung 2.20a am Beispiel von PA6 aufgezeigt. Für eine Wellenlänge von $\lambda_L = 940 \text{ nm}$ ergibt sich bereits für einen Kohlenstoffanteil von 0,02 % ein Absorptionskoeffizient von über 1 mm^{-1} [GFS09]. Das in dieser Arbeit verwendete Material ist mit 1 % Masterbatch Kilips-Batch tiefschwarz der Firma Batchwerk compoundiert worden, sodass von einer hohen Oberflächenabsorption eintretender Strahlung ausgegangen werden kann [Bat27]. Im Kapitel 4.3 wird auf die Auslegung des Prozesses in Wechselwirkung mit dem verwendeten Material eingegangen.

2.2.3 Prozess- und Einflussparameter des FLM-Verfahrens

Die Optimierung von Prozess- und Einflussfaktoren des FLM-Verfahrens stellt ein stetig untersuchtes Forschungsfeld im Bereich der FLM-Technik dar. Deren Effekte auf die Eigenschaften FLM-gefertigter Bauteile werden dabei in mehreren Review-Artikeln umfänglich zusammengefasst. Eine Auswahl relevanter Faktoren ist in Abbildung 2.21 zusammengeführt und gegliedert. In Tabelle 2.3 ist ein Teil dieser Einflussgrößen aufgelistet und deren tendenzieller Einfluss auf ausgewählte Zielgrößen aufgeführt worden. Mit Erhöhung der Einflussgröße erfolgt eine Verbesserung (grün) oder Verschlechterung (rot) der Zielgrößen. Gelb markiert sind nicht eindeutige Effekte und solche, die in Wechselwirkung mit anderen Einflüssen stehen. Die Einordnungen dieser Tabelle sind dabei nicht als allgemeingültige Regeln der Prozessführung, sondern als gute Tendenzen aus der Literatur zu interpretieren. So begünstigen beispielsweise hohe Extrusionstemperaturen (grün markiert) den Verschweißungsprozess und steigern damit die Materialfestigkeit, während zu hohe Temperaturen zur stofflichen Degradation und zur Minderung der mechanischen Festigkeit des Materials führen. Effekte und Einflussgrößen, die für die Versuchsplanung von Relevanz sind, werden in den Kapiteln 2.3 und 2.4 erneut aufgegriffen.

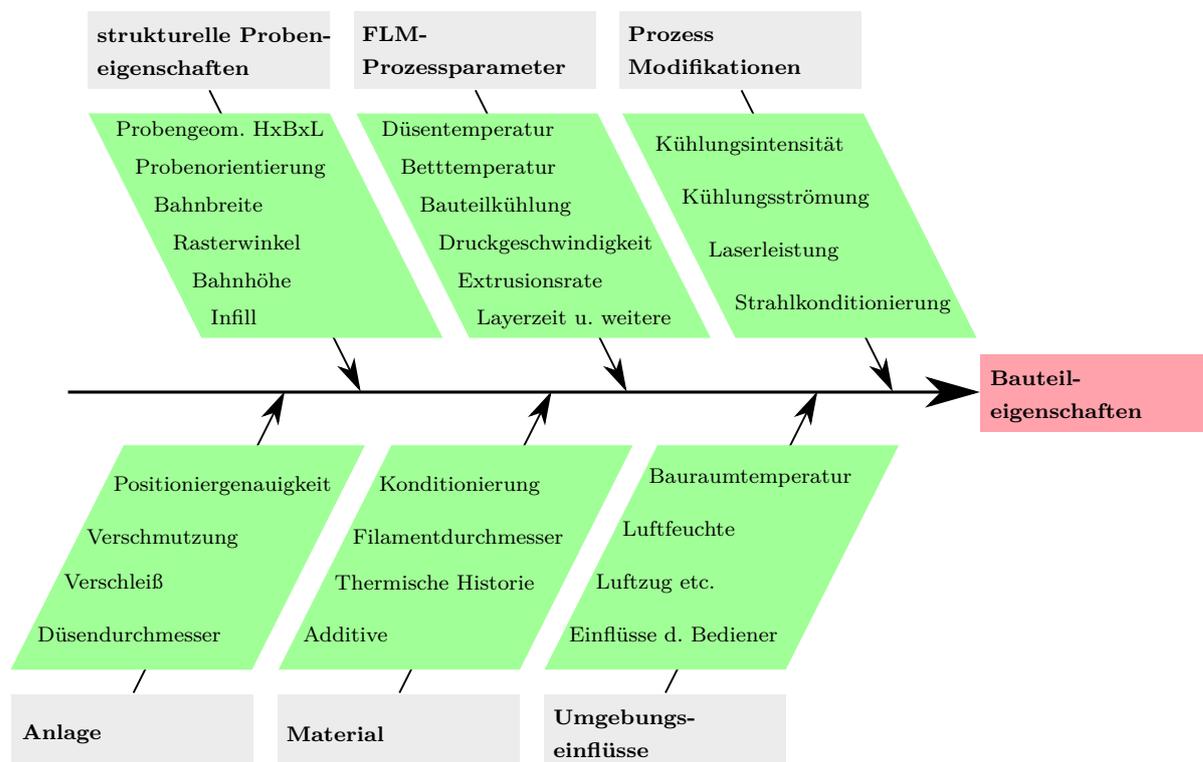


Abbildung 2.21: Ursache-Wirkungs-Diagramm des modifizierten FLM-Prozesses, zusammengefasst nach [Cua+19; MMB15; Goh+20]

Die obere Hälfte der Abbildung 2.21 zeigt die Kategorien

- strukturelle Probeneigenschaften,
- FLM-Prozessparameter,
- und Prozessmodifikationen.

Diese Parameter werden durch den Anlagenbetreiber gewählt und sind in Grenzen flexibel und im Hinblick auf die gewünschten Bauteileigenschaften einstellbar. Die unteren Kategorien Anlage, Material und Umgebungseinflüsse, umfassen Parameter, die weniger flexibel oder nicht eingestellt werden können.

Tabelle 2.3: Einflussgrößen-Zielgrößen Tabelle (Auswahl) für den konventionellen FLM-Prozess

<i>Einflussfaktor</i> <i>steigende Werte</i> ↗	Festigkeit	Duktilität	Schwindung Verzug	Bauteil- qualität
<i>Düsentemperatur</i>	[Gao+21] [Häm17](PP)	[SHG20](PP) [Gao+19](PA)	[Vya+20]	[Gao+21]
<i>Betttemperatur</i>	[Gao+21] [Häm17](PP)	[SHG20](PP)	[Gao+21] [SHG20](PP)	[Gao+21]
<i>Bauraumtemperatur</i>	[Gao+21] [Häm17](PP)	[Spo+18d](PP)	[Gao+21] [Spo+18d](PP)	[Gao+21]
<i>Druckgeschwindigkeit</i>	[Goh+20] [Gao+21]		[Gao+21]	[Vya+20]
<i>Rasterwinkel</i> <i>(Infill 0°->90°)</i>	[Goh+20] [Li+17](PA12)	[Li+17](PA12)	[MMB15]	[MMB15]
<i>Infillanteil</i>	[Goh+20]			
<i>Layerhöhe</i>	[Goh+20] [Gao+21] [KS15](PA12)	[Vya+20] [KS15](PA12)	[MMB15]	[MMB15] [Vya+20]
<i>Layerbreite</i>	[Goh+20]		[MMB15]	[Vya+20]
<i>Düsendurchmesser</i>				
<i>Probenorientierung</i>	[Goh+20] [KS15](PA12)	[Goh+20] [Vya+20] [KS15](PA12)	[MMB15] [Vya+20]	[MMB15] [Vya+20]
<i>Probengeometrie</i>			[SHG20](PP)	
<i>Layerzeit</i>	[Goh+20]		[Häm17](PP)	

So sind die grundlegenden Anlagenparameter (Positioniergenauigkeit, Filamentdurchmesser) bei der Beschaffung oder Konstruktion einer Anlage festgelegt. Der Düsendurchmesser

wird bei der Einrichtung der Anlage gewählt und in der Regel nicht bauteilabhängig gerüstet. Verschleißerscheinungen treten proportional zu den Betriebsstunden der Anlage auf und können lediglich durch einen Komponententausch kompensiert werden. Die Materialeigenschaften und -zusammensetzungen werden durch den Hersteller bestimmt und sind in der Regel nicht oder lediglich sehr eingeschränkt bekannt, da Materialuntersuchungen kostenintensiv sind und Zusammensetzungen dem Betriebsgeheimnis des Herstellers unterliegen. Die Konditionierung des Materials erfolgt stets nach Herstellerempfehlung, um bestmögliche Verarbeitbarkeit zu erhalten.

Außerdem werden die Bauteileigenschaften durch Umgebungs- und Störfaktoren beeinflusst. Diese umfassen genauso anlagenspezifische und materialspezifische Störeinflüsse, wie Verschmutzungen und herstellungsbedingte Schwankungen des Filamentdurchmessers, als auch Umgebungseinflüsse, wie die Luftfeuchtigkeit oder die Umgebungstemperatur. Zuletzt hat der Bediener einen Einfluss auf die Bauteileigenschaften, da die Ausrichtung des Druckbettes, Justage-, Reparatur- und Kalibrierarbeiten, die Applikation eines Haftvermittlers, die regelmäßige Reinigung der Düse und Anlagekomponenten dessen Fähigkeiten und Sorgfalt unterliegen.

Die charakteristisch anisotropen Eigenschaften FLM-gefertigter Bauteile sind durch deren verfahrensbedingten strukturellen Aufbau bedingt. Dabei werden alle FLM-Bauteile im Grunde in Schichten entlang der Aufbaurichtung (z-Richtung) hergestellt. Innerhalb einer Lage (x-y-Ebene) können unterschiedlichste Strukturen realisiert werden, was eine hohe Vielfalt richtungsabhängiger Bauteileigenschaften (auch in Aufbaurichtung) bedingt [Riv+21]. Ursächlich für die anisotropen Bauteileigenschaften sind dabei einerseits die makroskopische Struktur, wie prozessbedingte und -spezifische Fehlstellen, Porositäten, und andererseits mikroskopische, inhomogene Materialeigenschaften in den Verschweißnähten sowie extrusionsbedingte Polymerausrichtungen entlang einer Bahn.

In Abbildung 2.22 ist eine triviale Anordnung von Bahnen dargestellt, wie sie nach dem FLM-Verfahren erzeugt werden kann. Typischerweise ergeben sich für eine Bahn vier Verschweißungen. Jeweils eine seitliche Verschweißung (engl. *Intralayer diffusion*) und jeweils eine Verschweißung zur darunter und darüber liegenden Schicht, welche im Englischen als *interlayer diffusion* bezeichnet wird. Der viskose Schmelzestrang wird aus dem runden Düsenquerschnitt extrudiert und verformt sich infolge des Prozessdruckes, sodass dessen Querschnittsform sich dem rechteckigen Bahnquerschnitt mit der Breite b_s und der Höhe h_s annähert. Abhängig von der extrudierten Materialmenge, der Schmelzeviskosität und dem Strangquerschnitt (b_s/h_s) stellt sich der Extrusionsdruck ein, welcher die Breite der Verschweißung bestimmt [CK17b]. Folglich ergibt sich eine mehr oder weniger ausgeprägte Porosität im Bauteil, vergleiche Abbildung 2.22. Auch bei einem angestrebten Füllgrad

von 100 % weisen FLM-Bauteile eine Porosität zwischen den Bahnen auf, welche auf die nicht vollständige Ausfüllung des idealen rechteckigen Bahnquerschnitts zurückzuführen ist.

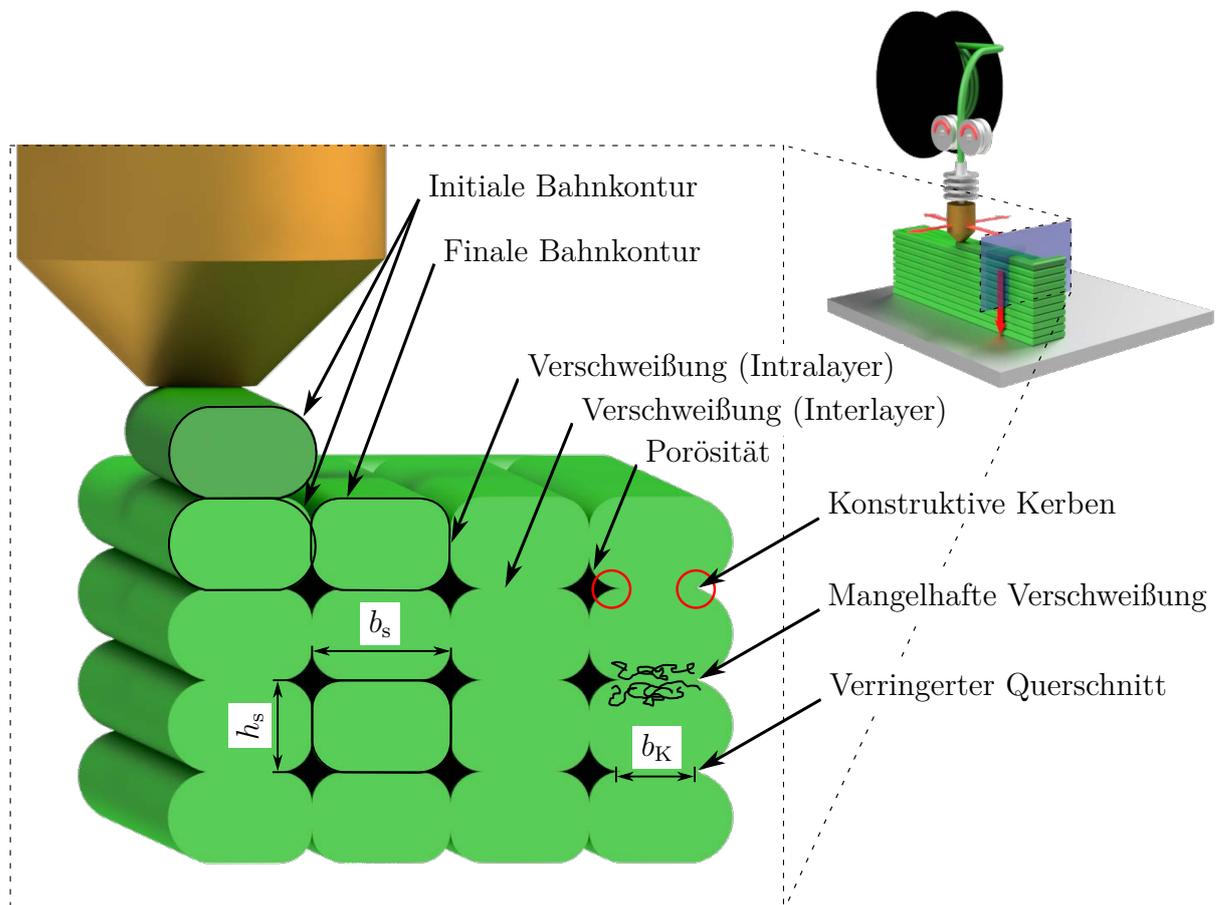
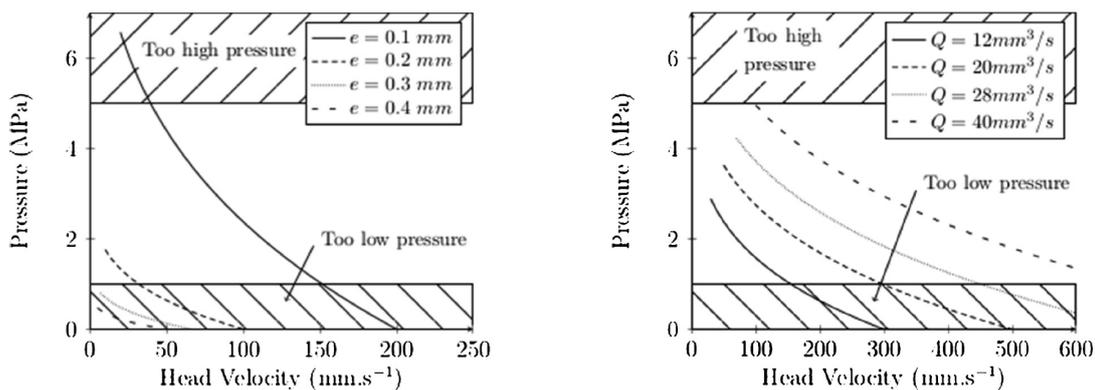


Abbildung 2.22: Lagenaufbau des FLM-Prozesses

Allum et al. haben für den Werkstoff PLA aufgezeigt, dass Verschweißungen in Aufbaurichtung vorliegen können, welche die Festigkeiten von spritzgegossenem Material erreichen, wenn die Festigkeit nicht bezogen auf den Probenquerschnitt, sondern auf die verschweißte Fläche zwischen den Lagen ermittelt wird. Die Bruchdehnung und Schlagfestigkeit der Proben, die in Z-Richtung geprüft wurden, ist gegenüber denen in Lagenrichtung herabgesetzt [All+20]. Die verfahrenstypische Anisotropie führen Allum et al. entsprechend auf die Querschnittsminderung zwischen den Lagen, vergleiche Abbildung 2.22, und die Kerbwirkung ausgehend von den resultierenden Porositäten zurück. Dabei begünstigt eine geringe Lagenhöhe h_s und eine hohe Lagenbreite b_s die Ausbildung einer breiten Verschweißung, was durch Coogan und Kazmer auch für ABS gezeigt werden konnte [All+20; CK17b]. Weiterführend ist die in Kapitel 2.3 beschriebene Phase der Kontaktierung der Lagen miteinander durch Coogan und Kazmer modelliert worden.

Auch wenn Allum et al. für den Werkstoff PLA aufzeigen konnten, dass Verschweißungen die Zugfestigkeiten des Ausgangsmaterials erreichen können, stellt dies nicht die Regel dar. Denn der Umfang der Verschweißung hängt von den Verschweißungseigenschaften des Ausgangsmaterials und den gewählten Prozessparametern ab. Im Kapitel 2.3 wird grundlegend auf den Kunststoffschweißprozess eingegangen. In Bezug auf den FLM-Prozess stellt die Verschweißung abgelegter Bahnen ein zentrales Forschungsthema dar, da diese maßgeblich zur Bauteilanisotropie beiträgt.

Wie im Kapitel 2.3 auch für den allgemeinen Kunststoffschweißprozess aufgezeigt, wird der Lagenverbund im FLM-Verfahren maßgeblich durch den zeitlichen Druck- und Temperaturverlauf während der Erwärmung, der Kontaktierung, dem Diffusionsprozess und schließlich der Abkühlungsphase bestimmt. Bezogen auf den FLM-Prozess wird der Temperatur- und Druckverlauf durch eine Vielzahl von Prozess- und Materialparametern beeinflusst. Für die Werkstoffe ABS und hochschlagfestes Polystyrol (engl. High Impact Polystyrene) (HIPS) haben Coogan und Kazmer festgestellt, dass eine erhöhte Düsentemperatur T_H , ebenso wie eine hohe Temperatur der Druckplattform T_B die Festigkeit des Lagenverbundes fördert. Außerdem wirken sich breitere Lagen b_s , höhere Druckgeschwindigkeiten v_P und niedrige Lagenhöhen h_s infolge eines höheren Schmelzedrucks positiv aus, vergleiche Abbildungen 2.23a und 2.23b. Die erhöhten Schmelzetemperaturen während des Ablageprozesses bedingen ein schnelles und tieferes Aufschmelzen des Substrats. Außerdem begünstigt die niedrigere Viskosität die molekulare Beweglichkeit, was einerseits den Kontaktierungsprozess (engl. wetting) und andererseits Diffusions- und Verschlaufungsprozesse fördert.



(a) Schmelzedruck am Düsenaustritt p_S in Abhängigkeit der Lagenhöhe h_s [Aga+19]

(b) Schmelzedruck am Düsenaustritt p_S in Abhängigkeit der Extrusionsrate V_S [Aga+19]

Abbildung 2.23: Modellierter Extrusionsdruck am Düsenaustritt [Aga+19]

Erhöhte Druckgeschwindigkeiten und geringe Bauteilquerschnitte bedingen aufgrund kürzerer Layerzeiten und folglich kürzerer Abkühlphasen eine höhere mittlere Bauteiltemperatur,

was den Verschweißungsprozess positiv beeinflusst, wie die Simulationsergebnisse von Barocio et al. in Abbildung 2.24 veranschaulichen. Niedrige Lagenhöhen und hohe Spurbreiten resultieren in erhöhten Extrusionsdrücken, welche die Kontaktierung fördern. Andererseits bringt eine größere Lagenhöhe eine höhere Wärmeenergie in den Verschweißungsprozess ein, sodass der Einfluss der Lagenhöhe auf den Lagenverbund näher untersucht werden müsste. Dieser Erkenntnisse sind neben experimentellen Untersuchungen auch simulativ modelliert worden. Dabei zeigt das Vorhersagemodell unter anderem auf, dass der Lagenverbund über die Lagenbreite unterschiedlich stark ausgebildet zu sein scheint. Zu den Rändern der Verschweißung findet der Diffusionsprozess weniger ausgeprägt statt, da diese Bereiche weniger stark aufheizen und schneller kühlen als der Kernbereich der Lage. [CK17a; CK17b; CK19; CK20; Bar+20]

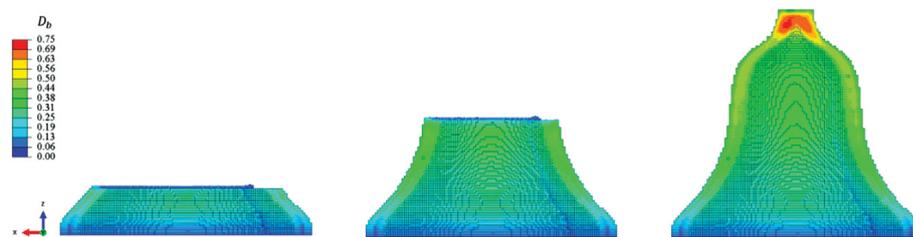


Abbildung 2.24: Verschweißung in Abhängigkeit der Layerzeit [Bar+20]

Nach diesem einführenden Themenüberblick, wird auf den Verschweißungsprozess sowie die verfahrensbedingte Entstehung von Eigenspannungen und Verzug in den folgenden beiden Kapiteln näher eingegangen.

2.3 Anisotropie FLM-gefertigter Bauteile

Wie viele konventionelle und neuartige Fertigungsverfahren besteht auch für die FLM-Technologie ein stetiger Entwicklungs- und Optimierungsdruck. Besondere Schwächen weist diese Verfahrengruppe explizit hinsichtlich schlechter, anisotroper mechanischer Eigenschaften auf, welche sich in der Regel auf den mangelhaften Lagenverbund zurückführen lassen. Besonders für konventionelle und hochtemperaturbeständige technische Thermoplaste ergibt sich in Aufbaurichtung (z-Richtung) oft lediglich eine Festigkeit, welche um 40 % bis 50 % unterhalb derer der anderen Belastungsrichtungen liegt [Goh+20]. Damit weist das FLM-Verfahren im Vergleich zu anderen additiven Fertigungsverfahren die höchste Anisotropie auf und kann die Anforderungen vieler Endprodukte nicht erfüllen, sodass dessen Anwendungsbereich auf Anschauungsobjekte und Prototypen limitiert wird. [Gao+21]

Neben der Festigkeit weisen weitere Eigenschaften FLM-gefertigter Bauteile, wie beispielsweise die Wärmeleitfähigkeit oder Dehnbarkeit, diese verfahrenscharakteristische Anisotropie auf. Die Anisotropie lässt sich durch die Bauteilstruktur, speziell durch den schichtweisen Aufbau und die parallele Ablage von Bahnen nebeneinander innerhalb einer Lage, begründen. Stränge geschmolzener Kunststoffschmelze werden auf dem Substrat abgelegt und haben gegebenenfalls zusätzlichen Kontakt zu bereits abgelegten Bahnen derselben Schicht. Während der Ablage der heißen Schmelze werden die Kunststoffbahnen stoffschlüssig miteinander verschweißt. Dabei beeinflusst eine Reihe von Prozessparametern sowie die Ablagestrategie der Bahnen den Füllgrad, die Porosität und auch die Qualität der Verbindungen zwischen einzelnen Bahnen [Aga+96]. Diese Prozesscharakteristik bedingt eine ausgeprägte Anisotropie in Aufbaurichtung (z-Richtung) und in der Prozessebene. Nachdem die FLM-spezifischen Einflussfaktoren in Bezug auf die Bauteileigenschaften in Kapitel 2.2.3 grundlegend vorgestellt worden sind, wird im folgenden Kapitel der Prozess des Verschweißens von Kunststoffen als Grundprinzip des FLM-Verfahrens eingeführt und der Einfluss FLM-spezifischer Parameter herausgearbeitet.

Der Verschweißungsprozess zwischen zwei Lagen (interlayer diffusion)

Um Kunststoffe miteinander zu verbinden wird zwischen mechanischen Verbindungen, adhesiven Verbindungen und Verschweißungen unterschieden. Die Verschweißung als elementarer Prozessbestandteil des FLM-Verfahrens ist eine etablierte Verbindungstechnik und wird in einer großen Anzahl unterschiedlicher industrieller Verfahren angewandt.

Als Schweißen von Thermoplasten werden Prozesse verstanden, bei welchen Bauteile aufgeschmolzen oder erweicht und an der Nahtstelle miteinander gefügt werden. Aufgrund von intermolekularer Diffusion langer Polymerketten über die Nahtstelle kommt es zur Ausprägung einer mechanisch belastbaren Verbindung. [GB03] Beim FLM-Verfahren findet ein vergleichbarer Verschweißungsprozess statt, wenn der Schmelzestrang auf der Bauoberfläche abgelegt wird [Gao+21]. Schweißprozesse werden in der Literatur in bis zu fünf Teilschritte aufgeteilt. Diese Schritte können abhängig vom Verfahren sequentiell oder simultan ablaufen.

1. Oberflächenvorbereitung

In konventionellen Verschweißungsanwendungen ist die Oberflächenbearbeitung der erste und elementare Vorbereitungsschritt. Beim typischen FLM-Verfahren wird die Bauoberfläche durch den vorherigen Ablageprozess bestimmt. Es findet keine Oberflächenbearbeitung statt.

2. Materialerwärmung

Für eine Verschweißung ist es nötig, dass zumindest eine dünne Schmelzeschicht auf den zu verbindenden Komponenten vorliegt. Der heiße schmelzflüssige Zustand ist eine Voraussetzung für die intermolekulare Diffusion und die Verschlaufung von Polymerketten. Anhand ihrer Energiezufuhr können Schweißprozesse in drei Kategorien, in solche mit externer, mechanischer interner und elektromagnetisch interner Wärmezufuhr aufgeteilt werden. Da die externe sowie die elektromagnetisch interne Wärmezufuhr in dieser Arbeit Verwendung finden, werden die Unterschiede im Folgenden erläutert.

Externe Wärmezufuhr Bei Schweißvorgängen, bei welchen die Wärme maßgeblich über Konvektion oder Wärmeleitung (Konduktion) in den Prozess eingebracht wird, spricht man von einer externen Wärmezufuhr. Über externe Wärmezufuhr können vergleichsweise geringe Heizraten bei großen Wärmeeinflusszonen und dicken Schweißnähten erreicht werden. Beim klassischen FLM-Verfahren wird Energie vorsätzlich über die Heißkanaldüse zugeführt, die über Wärmeleitung das Kunststoffilament aufschmilzt und temperiert. Aufgrund der konduktiven Wärmeübertragung muss die Länge der Heißkanaldüse ausreichend groß sein, um das Material vollständig und homogen zu temperieren, vergleiche Abbildung 2.25. Zusätzlich kann eine Bauteilvorwärmung einerseits über Konvektion und andererseits über Wärmeleitung durch das Druckbett vorgenommen werden.

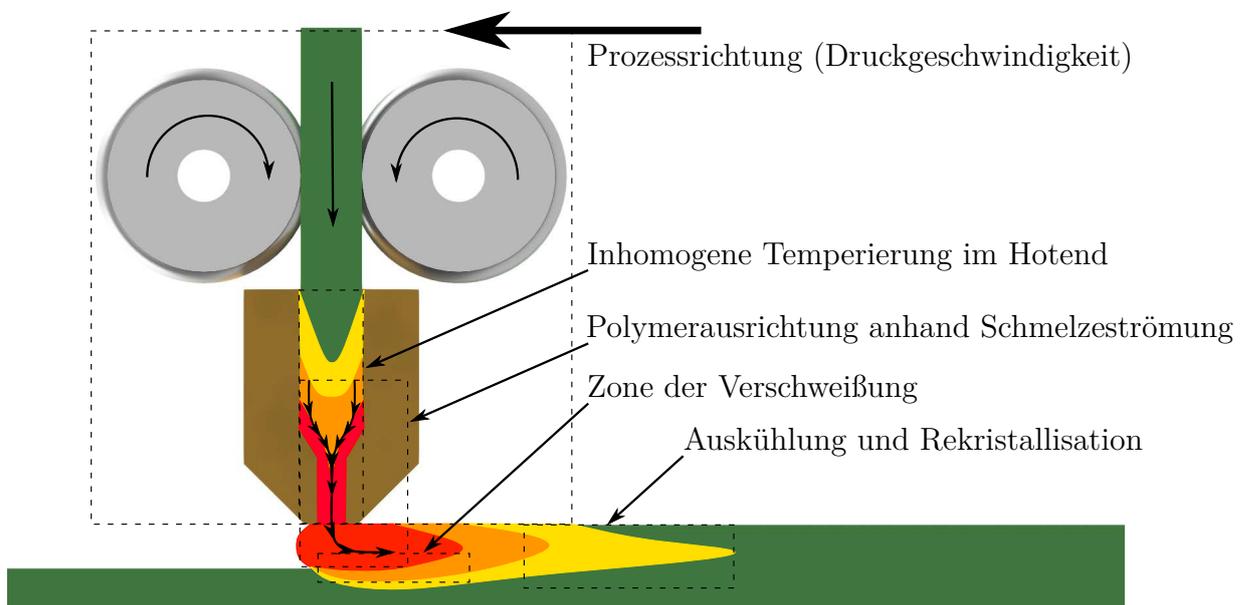


Abbildung 2.25: Charakteristische Temperaturverteilung des Ablageprozesses

Mechanische interne Wärmezufuhr Eine mechanische interne Wärmezufuhr liegt vor, wenn mechanische Energie vom Kunststoffmaterial in Wärme gewandelt wird. Mechanische Energie kann über Ultraschall, Vibrationen oder Festkörperreibung in die zu verschweißenden Bauteile eingeleitet werden. Über Oberflächenreibung oder intermolekulare Reibung wird die eingeleitete Energie in Wärme gewandelt. Mit mechanischer interner Wärmezufuhr können höchste Heizraten erreicht werden. Die Schweißnähte können dünn mit geringer Wärmeeinflusszone ausgeprägt werden.

Elektromagnetische interne Wärmezufuhr Bei interner elektromagnetischer Erwärmung werden Radio-, Mikro- oder Lichtwellen durch das Material absorbiert. Das Material wird durch die induzierte Strahlung auf atomarer und/oder molekularer Ebene angeregt. Diese Strahlungsabsorption resultiert in eine Erwärmung des Materials. Mittels elektromagnetischer interner Wärmezufuhr können moderate Heizraten erzielt werden. Die Schweißnähte weisen vergleichsweise moderate Dicken und Wärmeeinflusszonen auf.

Randbedingungen der Erwärmung Nach Grewell et al. wird der Schweißprozess durch die Heizrate und den Wärmetransport erheblich beeinflusst. Die Heizrate bestimmt die Dicke der Schweißnaht und die Größe der Wärmeeinflusszone maßgeblich. Hohe Heizraten erlauben dünne Schweißnähte, schnelle Verschweißungen und damit kurze Prozesszyklen. Neben der Heizrate hat der Wärmetransport einen erheblichen Einfluss auf den Schweißprozess. Der Wärmetransport bestimmt sowohl die Aufschmelzrate als auch die Abkühlrate, wodurch unter anderem die Größe der Schweißnaht beeinflusst wird. Ein Wärmetransport findet in Form von Konduktion (Wärmeleitung), Konvektion oder Strahlung statt, wobei in Verschweißungsprozessen der Wärmetransport durch Konvektion und Strahlung gegenüber der Konduktion vernachlässigbar klein ist. [GB03]

3. Druckaufbau, Kontaktierung

Sobald die Fügepartner miteinander in Kontakt treten, beginnt sich die Kontaktfläche zu vergrößern. Dieser Prozess wird einerseits durch die Oberflächenspannung der Schmelze getrieben (im Englischen als *wetting* bezeichnet) und andererseits über aufgebrachte Kräfte beziehungsweise Drücke. Im Fall des FLM-Verfahrens wird die prozesstreibende Energie über die Schmelze als ein Fügepartner zugeführt. Über Wärmeleitung wird die Substratoberfläche angeschmolzen und die Kontaktierung durch einen erhöhten Anpressdruck der Schmelze (Druck nach der Extrusionsdüse) getrieben. [GB03]

Coogan und Kazmer haben im Hinblick auf des FLM-Verfahren ein Modell aufgestellt und evaluiert, siehe Gleichung 2.4, durch welches die Breite der Verschweißung b_K zweier Lagen bestimmt werden kann.

$$b_K = b_s \cdot R_c \left(\frac{p_S \cdot t_P}{\eta} \right)^{\frac{1}{5}} \quad (2.4)$$

Das entwickelte Modell bestimmt die Breite der Verschweißung b_K anhand der Bahnbreite b_s , der Rauheit der Bahnoberflächen R_c , dem Schmelzedruck nach Düsenaustritt p_S , der Viskosität η und einer Prozesszeit t_P . Die Prozesszeit t_P bildet dabei jene Zeit ab, in welcher die Schmelze dem Schmelzedruck p_S im Verschweißungsvorgang ausgesetzt wird. Sie wird aus dem Durchmesser der Düsenfläche und der Druckgeschwindigkeit abgeleitet. Der vorliegende Schmelzedruck p_S geht aus der Schmelzeviskosität $\eta(T_S, \dot{\gamma})$, der Druckgeschwindigkeit v_P , der Bahnhöhe h_s und -breite b_s hervor. In der Evaluation zeigen Coogan und Kazmer, dass das aufgestellte Modell die Breite der Verschweißung b_K gut abbildet. [CK19]

4. Diffusionsprozess, AutohäSION (Intermolecular diffusion)

Als AutohäSION wird der Prozess bezeichnet, bei welchem eine Grenzfläche thermoplastischer Kunststoffe sich zu einer stark ausgeprägten Verschweißung fügt. Dieser Vorgang wird von intermolekularen Diffusionsprozessen mit der Ausprägung sekundärer chemischer Bindungen und Verschlaufungen von Polymerketten geprägt. Deutlich davon abzugrenzen ist die Adhäsion, bei welcher der Verbund auf sekundäre chemische Bindungen auch unterschiedlicher Materialien und Oberflächenenergien zurückzuführen ist. Eine AutohäSION kann so stark ausgeprägt sein, dass die Nahtstelle zweier gefügter Teile nicht mehr erkennbar ist. Der Umfang der Verschweißung hängt dabei unter anderem von dem aufgebrachtem Druck, der Prozesstemperatur und -dauer ab. [GB03; Pet+20]

Um den Verschweißungs- oder Diffusionsprozess und die Einflussfaktoren weiter einzuführen, wird auf die Arbeiten von de Gennes verwiesen. Dieser entwickelte das Reptations-Modell [Gen71] zur Beschreibung von Diffusionsprozessen, welches auch noch nach aktuellem Stand der Technik als Grundlage für die Modellierung von Verschweißungsprozessen, besonders amorpher Thermoplaste, herangezogen werden kann [CK20; GB03; WYM89]. So ziehen auch Coogan und Kazmer diese und weiterführende Literatur heran, um die Verschweißung zweier Lagen im FLM-Verfahren zu modellieren, wie im Folgenden erläutert [CK20].

Wie im Kapitel 2.2 beschrieben, weisen amorphe Thermoplaste ungeordnete Strukturen ineinander verknäulter Makromoleküle auf. Nach de Gennes Reptations-Modell befindet sich jedes einzelne Makromolekül innerhalb eines Hüllkörpers, der dessen Struktur und den Einschluss des Makromoleküls zwischen benachbarten Makromolekülen darstellt. Das Makromolekül kann sich nicht lateral zu diesem Hüllkörper (in lateral gelagerte Makromoleküle) verschieben, sondern sich lediglich an dessen Enden (engl. minor chain) aus dem Hüllkörper (engl. initial tube) herauswinden, wie in Abbildung 2.26 gezeigt. Diese Ketten-

bewegung wird als Reptation bezeichnet und findet mit fortschreitender Zeit zunehmend statt, ehe das Makromolekül sich nach Ablauf der Reptationszeit t_r vollständig aus dem ursprünglichen Hüllkörper entfernt hat. [Gen71]

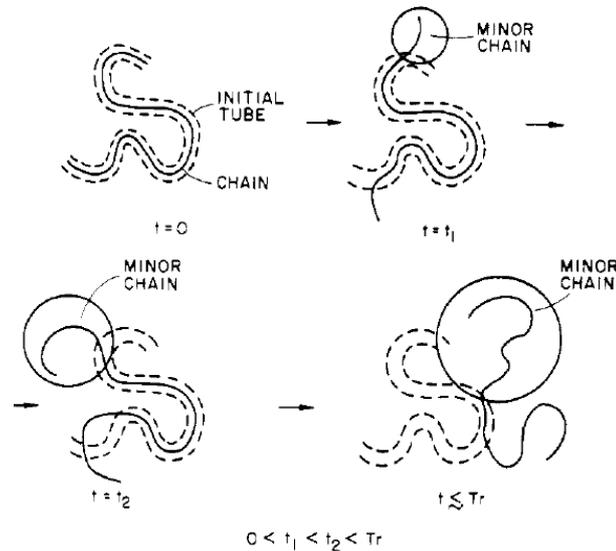
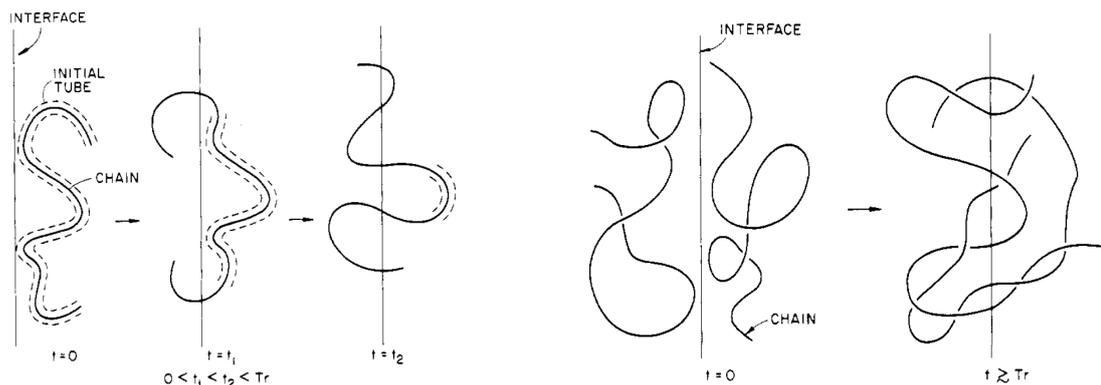


Abbildung 2.26: Reptation eines Moleküls mit T_r als Reptationszeit [KW83]

Im schmelzflüssigen Zustand können Zwangsausrichtungen stetig abgebaut werden, sodass die Makromoleküle relaxieren. Gestreckte Moleküle begeben sich zurück in eine energetisch günstigere, verknäulte Form. Diese Relaxation zieht eine Verschlaufung mehrerer Makromoleküle untereinander mit sich [Ehr11].



(a) Reptation einer Molekülkette über eine Schweißnaht [KW83]

(b) Diffusion und Randomisierung nach Ablauf der Reptationszeit T_r [KW83]

Abbildung 2.27: Modell des Reptationsprozesses

In weiteren Arbeiten von Kim und Wool, Wool und O'Connor sowie Wool et al. ist die Ausbildung der Verschweißung modelliert worden. Im Anschluss an die Kontaktierung zweier Schmelzfronten erfolgt die Diffusion von Molekülketten nach beschriebenem Mo-

dell von de Gennes. Abbildung 2.27a zeigt die Reptation einer Molekülkette über die Schweißnaht (engl. interface). Bis zum Erreichen der Reptationszeit t_r wird dieser Prozess auch als „Healing“ bezeichnet. Die Molekülketten diffundieren über das Interface und verknäulen, wie in Abbildung 2.27b, zunehmend miteinander, ehe nach Ablauf der Reptationszeit ($t_r \hat{=} T_r$) von einer vollständigen Verschweißung (Diffusion und Randomisierung) ausgegangen wird. Die Schweißnaht erreicht die Verschweißungstiefe $\mathcal{X}_\infty \hat{=} R_g$, wobei R_g dem gemittelten Streumassenradius der Makromoleküle entspricht, und weist damit die Eigenschaften des Ausgangsmaterials auf. Außerdem wurde unter anderem hergeleitet, dass sich einerseits die mittlere Verschweißungstiefe \mathcal{X} und andererseits die Bruchspannung σ_B proportional zu der vierten Wurzel der Diffusionszeit entwickelt, vergleiche Gleichung 2.5. Es wird beschrieben, dass hohe Temperaturen den Diffusionsprozess beschleunigen und hohe Drücke diesen verlangsamen könnten. Ebenso wie von de Gennes wurde hergeleitet, dass die Reptationszeit t_r sich kubisch mit der steigender Makromolekülgröße erhöht. [Woo80; WO81; WYM89; KW83; Gen71]

$$\mathcal{X} \sim \sigma_B \sim t^{\frac{1}{4}} \quad (2.5)$$

McIlroy und Olmsted haben den Verschweißungsprozess und dessen Polymerdynamik für das FLM-Verfahren im Hinblick auf variable Schmelzetemperaturen T_S und Druckgeschwindigkeiten v_P modelliert. In der Düse findet eine Polymerausrichtung statt. Verschlaufungen lösen sich und können bei den prozessspezifisch hohen Abkühlraten $\Delta\dot{T}$ nicht vollständig relaxieren, was die Anisotropie des Materials und explizit der Verschweißung bedingt. Obwohl nach dem Modell eine ausreichend tiefe Verschweißung möglich ist, bedingt die mangelhafte Relaxierung der Verschlaufungen herabgesetzte mechanische Eigenschaften in der Verschweißung. Die Ausprägung dieser Anisotropie wird nach dem Modell durch weniger verschlaufte Ausgangsmaterialien und (für diese Arbeit von höherer Bedeutung) höhere Extrusionstemperaturen T_S vermindert. [MO17]

Coogan und Kazmer haben in einer weiterführenden Arbeit ein Vorhersagemodell auf Grundlage von Kontaktierungs- und Diffusionsmodellen entwickelt, welches den Lagenverbund anhand von Prozess- und Materialparametern für HIPS bestimmt. In diesem Modell wird auf das zuvor, unter 3. Druckaufbau, Kontaktierung, beschriebene Kontaktierungsmodell zurückgegriffen, welches die Kontaktierung zweier Lagen durch den aufgeprägten Schmelzedruck p_S beschreibt, der sich aus der Lagengeometrie und der Schmelzeviskosität η ergibt. Neben der Kontaktierung wird der Diffusionsgrad modelliert. Dabei wird für Materialien niedrigen Molekulargewichts angenommen, dass eine vollständige Diffusion für $\mathcal{X}_\infty = R_g$ vorliegt, jedoch für höhermolekulare Polymere bereits $\mathcal{X}_\infty < R_g$ gelten kann. Eine darüber hinaus fortschreitende Diffusion führt zu keiner weiteren Festigkeitssteigerung in der Verschweißung und mit einem entsprechenden Korrekturfaktor $\mathcal{M}_{\text{kor}}^2$ gilt Gleichung

2.6. Der Verschweißungsgrad \mathcal{D}_b , der für die Modellierung der Festigkeit herangezogen wird, ergibt sich mit der gemittelten Reptationszeit t_r aus Gleichung 2.7 zu $\mathcal{D}_b = \frac{\mathcal{X}}{\mathcal{X}_\infty}$ aus Gleichung 2.8. [CK20]

$$\mathcal{X}_\infty = \frac{R_g}{\mathcal{M}_{\text{korr}}} \quad (2.6)$$

$$t_r \cong \frac{\eta_0(T)}{\mathcal{G}'_N} ;^1 \quad (2.7)$$

$$\frac{\mathcal{X}}{\mathcal{X}_\infty} = \frac{\mathcal{X} \cdot \mathcal{M}_{\text{korr}}}{R_g} = \mathcal{M}_{\text{korr}} \cdot \sqrt{6} \left(\int_0^t \frac{1}{t_{\text{weld}}(T)} dt \right)^{\frac{1}{4}} \quad (2.8)$$

$$\sigma_{\text{pred}} = \frac{b_K}{b_s} \cdot \sigma_\infty, \text{ for } \mathcal{X} \geq \mathcal{X}_\infty \quad (2.9)$$

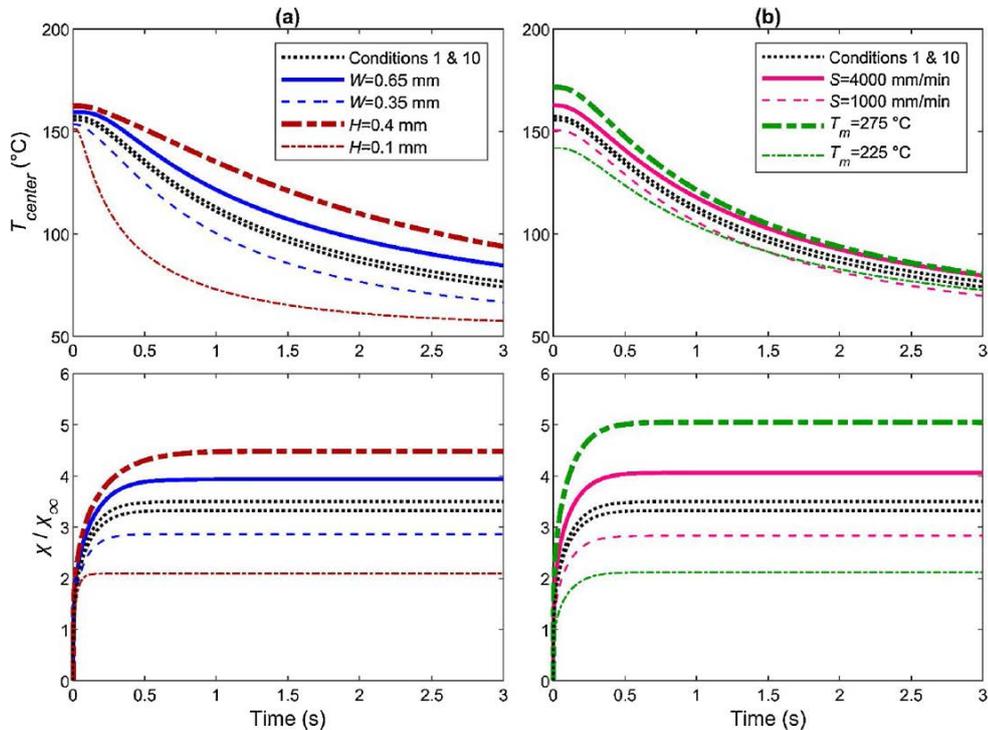
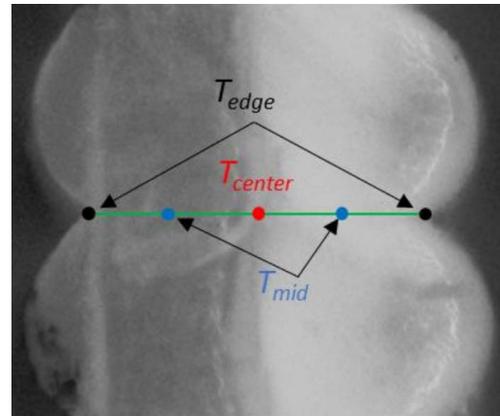
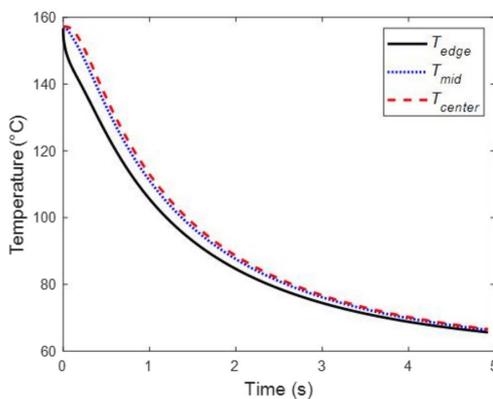


Abbildung 2.28: Ergebnisse des Healing-Modells von Coogan und Kazmer [CK20]

Für eine vollständige Verschweißung kann die mittlere Materialfestigkeit der Lagen entsprechend nach Gleichung 2.9 bestimmt werden. Dabei wird die Materialfestigkeit mit dem Quotienten aus der Breite der Verschweißung b_K und der Layerbreite b_s multipliziert. Wird keine vollständige Verschweißung erreicht ($\mathcal{X} < \mathcal{X}_\infty$), wird Gleichung 2.9 nach dem Kontext der Quelle wahrscheinlich mit dem Faktor $\frac{\mathcal{X}}{\mathcal{X}_\infty}$ multipliziert. An dieser Stelle

¹Der Plateaumodul \mathcal{G}'_N wird materialspezifisch anhand des komplexen Schubmoduls ermittelt. Er ergibt sich aus dessen Realteil (Speichermodul), für welche der Speichermodul zum zweiten Mal dem Verlustmodul entspricht, vergleiche [CK20]

liegt nach schriftlicher Rückfrage an den Autor (David O. Kazmer) ein Fehler in der Publikation vor. Anhand der untersuchten Haupteinflussfaktoren Schmelzetemperatur T_m , Lagenhöhe b_s , Lagenhöhe h_s und Druckgeschwindigkeit v_P wird der zweidimensionale zeitliche Temperaturverlauf in der Schweißnaht berechnet. Das Ergebnis wird in Abbildung 2.28 dargestellt. Die effektive Verschweißungszeit t_d wird daraufhin aus Gleichung 2.7 über die Temperatur ermittelt. Über die Verschweißungszeit kann der Diffusionsgrad und schließlich die Festigkeit bestimmt werden, vergleiche Gleichung 2.8. Die Entwicklung des Diffusionsgrades in Abhängigkeit der Zeit und der Einflussfaktoren ist ebenfalls in 2.28 aufgezeigt. Abbildung 2.29 zeigt die inhomogene Temperaturverteilung über den Querschnitt einer Schweißnaht. Aufgrund der niedrigeren Temperatur an den äußeren Grenzen der Naht muss an diesen Stellen von einem geringeren Diffusionsgrad ausgegangen werden. [CK20]



(a) Temperaturverlauf über die Kontaktfläche [CK19]

(b) Temperaturen im Lagenquerschnitt [CK19]

Abbildung 2.29: Simulierte Temperaturverteilung über die Kontaktfläche

In einem ähnlichen Vorgehen haben Seppala et al. die Verschweißungszeit t_d in Abhängigkeit der Druckgeschwindigkeit v_P und der Extrusionstemperatur T_S für den Werkstoff ABS modelliert. Mittels Infrarotthermographie, vergleiche Abbildung 2.30a, ist der Ablageprozess des FLM-Prozesses thermisch analysiert worden. Dabei sind die Lagentemperaturen der aktuellen Lage L_P und der beiden vorherigen Lagen L_{P-1} und L_{P-2} zeitlich erfasst worden, siehe Abbildung 2.30b. Die gemittelte Temperatur aus L_P und L_{P-1} wird zur Nahttemperatur W_1 bestimmt, welche zur Bestimmung der Verschweißungszeit t_d herangezogen wird. In Abbildung 2.31 ist der von Seppala et al. ermittelte Zusammenhang zwischen der empirisch ermittelten Reißfestigkeit (hier: tear energy) und den aus thermographischen Untersuchungen angenäherten Verschweißungszeiten t_d (hier: weld time) dargestellt. Zusätzlich wird aufgezeigt, dass die Extrudertemperatur T_{ext} ² gegenüber der Druckgeschwindigkeit einen größeren Einfluss auf die Diffusionszeit t_d hat. [Sep+17]

² $T_{ext} \triangleq T_H$

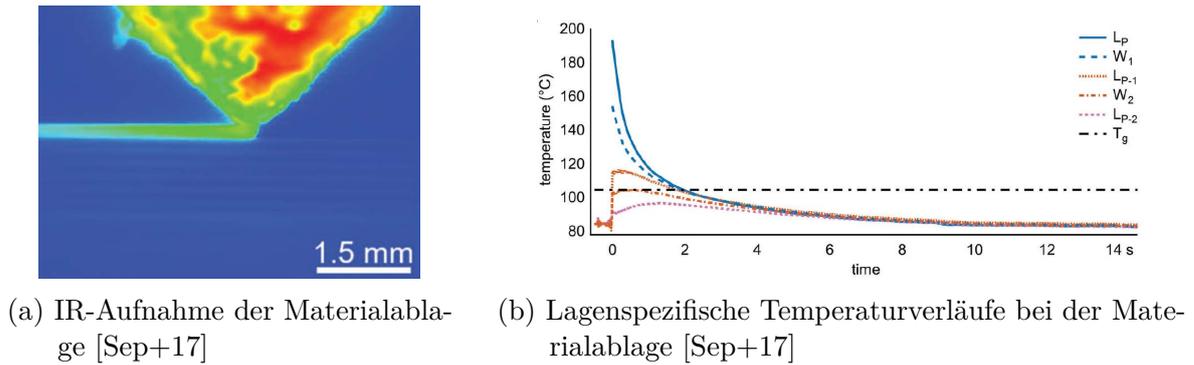
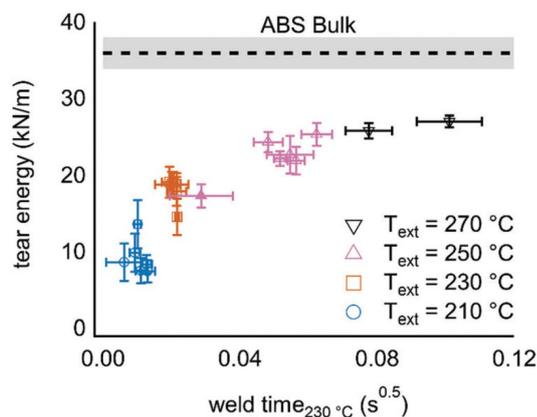


Abbildung 2.30: Thermographische Analyse des FLM-Prozesses [Sep+17]

Beide zuvor vorgestellten Arbeiten zur Abbildung des Verschweißungsprozesses im FLM-Verfahren wurden im Hinblick auf die Verschweißung amorpher Thermoplaste entwickelt. Doch es können sowohl amorphe als auch teilkristalline Thermoplaste nach dem FLM-Verfahren verarbeitet werden. Aufgrund ihrer abweichenden Morphologie werden für den Prozess unterschiedlich hohe Energien benötigt. Während das Materialfließen und Diffusionsprozesse für amorphe Thermoplaste bereits oberhalb ihrer Glasübergangstemperatur T_g möglich sind, müssen teilkristalline Thermoplaste über die Schmelztemperatur T_m hinaus erwärmt werden. Für amorphe Thermoplaste wird ein großzügiger Temperaturbereich für die Verschweißung von 100°C oberhalb der Glasübergangstemperatur empfohlen. Als Anhaltswert für teilkristalline Thermoplaste wird ein kleineres Prozessfenster von 50°C oberhalb ihrer Schmelztemperatur genannt [GB03], was eine größere Herausforderung für die Verarbeitung im FLM-Prozess bedeutet.

Abbildung 2.31: Empirisch ermittelte Zerreißenenergien aufgetragen gegen die Diffusionszeit t_d [Sep+17]

Für teilkristalline Thermoplaste finden zwischen der Glasübergangstemperatur und der Schmelztemperatur keine Autohänsionsvorgänge (Diffusion) statt, da noch große Anteile des Materials in kristallinen Strukturen gebunden vorliegen, welche diese behindern. Oberhalb dieser Grenztemperaturen können Diffusionsprozesse ablaufen, welche zur Bewertung

des Verschweißungsgrades herangezogen werden [CK20]. Dabei finden Kristallisationen über die Nahtstelle statt, wobei Relaxationsprozesse bei fortschreitender Kristallisation zunehmend behindert werden und Eigenspannungen resultieren. Nahe der Glasübergangstemperatur bzw. der Schmelztemperatur laufen Diffusionsprozesse langsam ab, sodass höhere Temperaturen die Verschweißung fördern. Dabei dürfen hohe Verarbeitungstemperaturen nicht zu einer Schädigung des Ausgangsmaterials führen. [WYM89; Eze+98; Gao+21]

Auch die mechanischen Eigenschaften eines teilkristallinen Werkstoffs hängen von dessen Kristallisationsgrad ab. Für isotrope Materialeigenschaften muss die Verteilung der Kristallstrukturen über die Verschweißung homogen sein. Kristallstrukturen müssen sich entsprechend auch homogen über die Nahtstelle erstrecken. Nach Coogan und Kazmer ist neben der Schmelztemperatur insbesondere die Kühlrate ein Einflussfaktor höchster Relevanz. Diese limitiert den Kristallisationsprozess und beeinflusst damit unter anderem prozessrelevante Materialeigenschaften wie die Materialschwindung und -eigenspannungen [CK20], wie auch in den vorangegangenen Kapiteln erläutert.

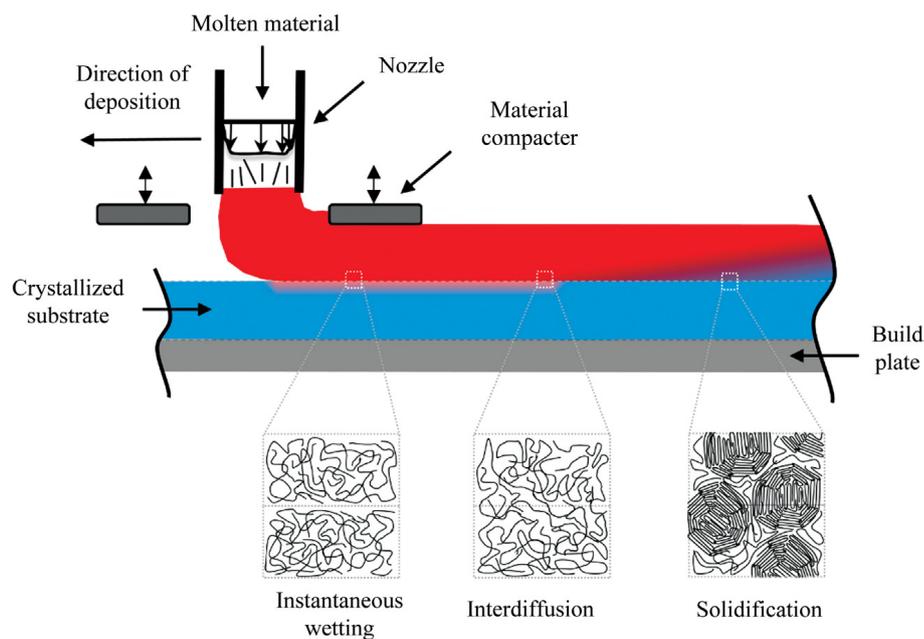
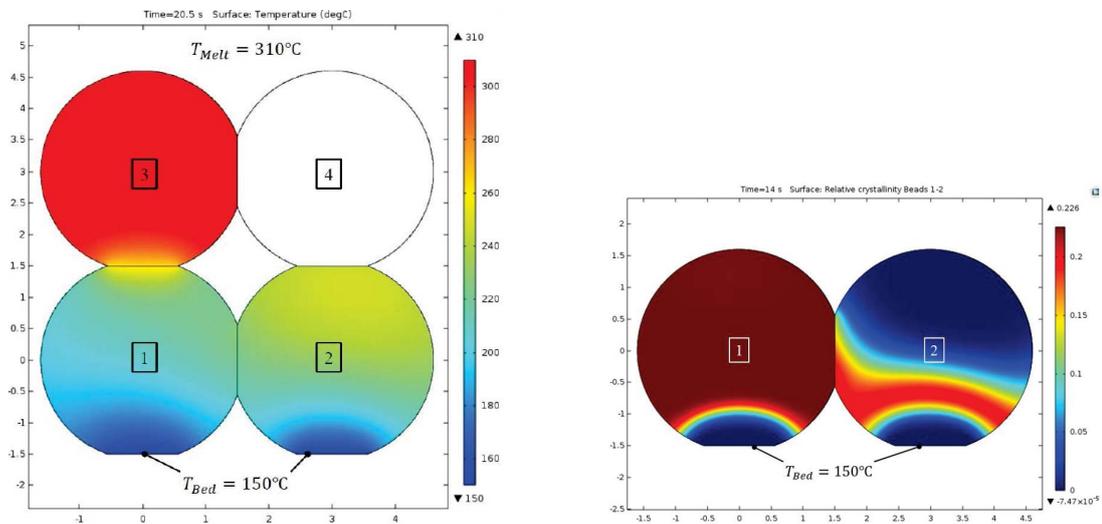


Abbildung 2.32: FLM-Prozess mit idealer Verschweißung eines teilkristallinen Thermoplasts [Bar+20]

Weitere wissenschaftliche Bemühungen zeigen auf, wie umfassend das Materialverhalten teilkristalliner Thermoplaste und die Verarbeitung im FLM-Verfahren in Simulationen abgebildet werden können. Die Ergebnisse dieser Arbeiten sollen das Prozessverständnis erhöhen, die Prozessführung optimieren und auf dieser Basis schließlich höhere Bauteilqualitäten ermöglichen. Barocio et al. und Brenken et al. haben für teilkristallines, faserverstärktes Polyphenylensulfid (PPS) im Rahmen ihrer wissenschaftlichen Arbei-

ten sukzessive eine umfassende Simulationsumgebung, namens *ADDITIVE3D*, entwickelt [Bre+16; Bre+19; Bar+22; Bar+20; Bar+17; Vac18; Edu+]. Angewendet wurde das Modell im Zusammenhang mit einem großvolumigen 3D-Druck-Prozess mit einer mechanischen Verdichtung der Lagen, vergleiche Abbildung 2.32.

Zunächst wurde der Ablageprozess sowie auftretende transiente und anisotrope Wärmeleitvorgänge beschrieben. In Abbildung 2.33a ist die Temperaturverteilung nach sukzessiver Ablage der Bahnen eins, zwei und drei zu erkennen. Die Nahtstelle zwischen den Bahnen zwei und drei weist aufgrund der heißen, frisch abgelegten Bahn drei eine hohe Temperatur auf, welche eine Verschweißung zulässt. Des Weiteren wurde das Simulationsmodell um die Kristallisationskinematik unter Berücksichtigung der Schmelz- und Kristallisationsenthalpien erweitert. Dieses Modell geht auf ein von Velisaris und Seferis erarbeitetes Modell für den teilkristallinen Thermoplast Polyetheretherketon (PEEK) zurück und ist im Hinblick auf das faserverstärkte PPS angepasst worden [VS86]. Ein Simulationsergebnis zur relativen Kristallinität zweier nacheinander abgelegter Bahnen während des Abkühlungsprozesses ist in Abbildung 2.33b zu sehen. Große Teile der frisch abgelegten Bahn sowie die Kontaktflächen zum Heizbett sind aufgrund hoher Temperaturen $> T_m$ noch nicht kristallisiert. [Bre+16]



(a) Temperaturverteilung bei der sukzessiven Ablage der Bahnen 1,2,3 und 4 [Bre+16]

(b) Temperaturabhängiger Kristallisationsgrad [Bre+16]

Abbildung 2.33: Abbildung des Kristallisationsprozesses von PPS [Bre+16]

Um den Verschweißungsprozess abzubilden, wurde ein Diffusionsmodell modifiziert, mit dem Ziel die Wechselwirkung der Diffusionsvorgänge mit dem Kristallisationsprozess, hohen Molekulargewichten und instationärer Wärmeleitvorgänge zu berücksichtigen. Insbesondere fortschreitende Verschweißungsprozesse infolge erneuter Wärmezufuhr sowie

Schmelz- und Rekristallisationsvorgänge aufgrund der Materialablage benachbarter Bahnen wurden in das Modell inkludiert. Thermische Wechselwirkungen zwischen den Bahnen sind in Abbildung 2.33a abgebildet, während Abbildung 2.34 die Evaluation der thermischen Simulation durch eine thermographische Messung eines gefertigten Probenkörpers zeigt. Dabei zeigt der obere Teil a) aus Abbildung 2.34 eine Thermographieaufnahme während der Probenfertigung, während der untere Teil das korrespondierende Simulationsergebnis darstellt. Sowohl die Temperaturhöhe als auch die Temperaturverteilung können durch die Simulation in guter Näherung abgebildet werden.

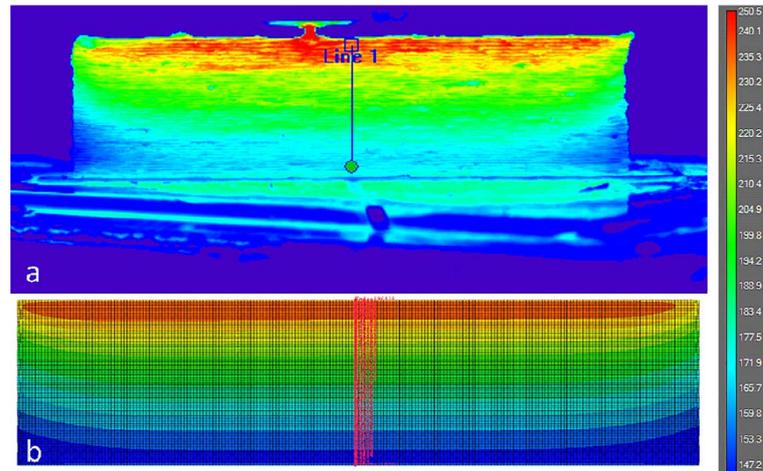


Abbildung 2.34: Evaluation der thermischen Simulation mittels Thermographie [Bre+19]

Die Güte der Verschweißung wird über den Verschweißungsgrad \mathcal{D}_b beschrieben, welcher die Brucheigenschaften der Verschweißung gegenüber dem Ausgangsmaterial beziffert. Der Verschweißungsgrad \mathcal{D}_b liegt zwischen den Werten 0 und 1 und hängt, wie auch der Diffusionsgrad aus Gleichung 2.8, von der Verschweißungszeit (Diffusionszeit t_d) ab. Die Integrationsgrenze wird durch die Zeit begrenzt, ab welcher die Schmelze einen kritischen Kristallisationsgrad erreicht, vergleiche Gleichung 2.10. Ist ein kritischer Kristallisationsgrad erreicht, wird der Diffusionsprozess durch kristalline Strukturen und hohe Viskositäten behindert. Die Diffusionszeit t_d wird in empirischen Festigkeitsuntersuchungen bestimmt und die Simulationsumgebung kalibriert. Für eine Glockengeometrie ist der resultierende Lagenverbund simuliert und in Abbildung 2.24 abgebildet worden. Aufgrund einer konstanten Druckgeschwindigkeit ergeben sich geometrieabhängig mit zunehmender Bauteilhöhe kürzere Lagenzeiten, welche in einer höheren mittleren Substrattemperatur, kürzeren Reptationszeiten, längeren Verschweißungszeiten, geringere Kühlraten, abnehmender Kristallisationsgeschwindigkeit und schließlich einem höheren Verschweißungsgrad resultieren.

$$\mathcal{D}_b(t, T) = \left(\int_{t_s(K_{\text{krit}})} \frac{1}{t_{\text{weld}}(T)} dt \right)^{\frac{1}{2}} \quad (2.10)$$

$$t_{\text{weld}}(T) = A \cdot \exp\left(\frac{E_0}{RT}\right) \quad (2.11)$$

Anhand der vorgestellten Arbeiten wurde aufgezeigt, dass Diffusionsprozesse im FLM-Verfahren modelliert und simuliert sowie für diese Arbeit relevante Einflussfaktoren identifiziert werden können. Über die Simulation des Verschweißungsgrades hinaus haben Barocio et al. sowie Brenken et al. die Thermoviskoelastizität von PPS in die Simulationsumgebung integriert und können damit Eigenspannungszustände sowie Verzug abbilden. Auf diese Thematik wird im Kapitel 2.4 eingegangen. [Bar+22]

5. Kühlung

Der Diffusionsprozess wird wie bereits beschrieben durch den Kühlungsvorgang beendet. Für amorphe Thermoplaste gilt dabei, dass ihre im Schmelzzustand aufgeprägte Molekülausrichtung beibehalten wird. Semikristalline Kunststoffe hingegen rekristallisieren während des Abkühlungsprozesses. Abhängig von der Abkühlungsgeschwindigkeit bilden sich unterschiedliche Mikrostrukturen aus, welche die Werkstoffeigenschaften maßgeblich bedingen [GB03].

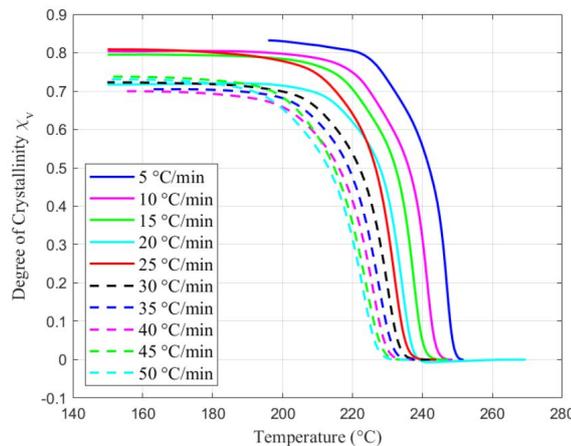


Abbildung 2.35: Kühlratenabhängigkeit des Kristallisationsgrads [Vac18]

So kann der Kristallisationsgrad durch unterschiedliche Kühlraten im FLM-Prozess erheblich beeinflusst werden. Abbildung 2.35 zeigt auf, dass bereits moderat hohe Kühlraten von 50 °C min^{-1} den Kristallisationsgrad herabsetzen können. Im Kapitel 2.2.1 sind die Wechselwirkungen zwischen unterschiedlichen Kühlraten und isothermen Kühlbedingungen mit der Kristallisation teilkristalliner Thermoplaste detailliert aufgezeigt worden. Nach der Kühlung des Thermoplasts können Relaxationsvorgänge und Nachkristallisationen in begrenztem Maße erfolgen. Über diese Vorgänge hinaus ist der Verschweißungsprozess zwischen dem Substrat und der abgelegten Bahn nach Abkühlung des Kunststoffes abgeschlossen und die Materialeigenschaften sind aufgeprägt.

Die Anisotropie FLM-gefertigter Bauteile lässt sich, wie in diesem Kapitel aufgezeigt, auf den schichtweisen Prozesscharakter des Verfahrens zurückführen. Die unter anderem im Kapitel 2.2.3 behandelte Porosität in Verbindung mit einer mangelhaften Verschweißung setzt die Belastbarkeit eines Bauteils insbesondere in Aufbaurichtung (z-Richtung) herab. Eine zweite Problematik bei der Verarbeitung teilkristalliner Thermoplaste im FLM-Verfahren stellen vergleichbar hohe Bauteileigenspannungen und Verzug dar, auf welche im folgenden Kapitel näher eingegangen wird.

2.4 Bauteileigenspannungen und -verzug im FLM-Verfahren

Eigenspannungen und Verzug stellen komplexe Effekte dar, die in allen Bereichen der Fertigungstechnik zu berücksichtigen sind und die Bauteileigenschaften maßgeblich bestimmen können. So können Eigenspannungen in Bauteilen durch gezielte Fertigungsabläufe auch hervorgerufen werden, um deren mechanische Eigenschaften funktionsgerecht zu beeinflussen [Sch20]. Liegt andererseits ein nicht definierter, fertigungsbedingter Spannungszustand vor, kann dieser die Bauteilbelastbarkeit erheblich verschlechtern und zum frühzeitigen Versagen führen. [Erh08; HM17; Sch20]

Das FLM-Verfahren im Speziellen basiert grundlegend auf der örtlich und zeitlich begrenzten Ablage eines geschmolzenen Kunststoffstrangs auf einem erstarrten kalten Substrat. Durch Wärmeleitung wird die Verschweißung der Bahnen miteinander ermöglicht. Dieser lokale Wärmeeintrag bedingt hohe Temperaturgradienten im Bereich der Ablage, was beim Erkalten der Struktur zu Materialschwindung und damit zu ungewollten Eigenspannungen und Verzug führt, vergleiche Kapitel 2.2.1. In Abbildung 2.36 ist dieser Vorgang am Beispiel des selektiven Laserschweißens veranschaulicht.

Neben der Schwindung kann es zur Schrumpfung des Materials, beispielsweise infolge morphologischer Materialveränderungen (Kristallisation), kommen. Wird das Material am Schwinden oder Schrumpfen gehindert, kommt es zu Eigenspannungen oder Verzug, vergleiche Kapitel 2.2.1. Dabei entstehen Verzug und Eigenspannungen besonders durch zeitlich versetzte und lokal unterschiedliche Schrumpfung oder Schwindung. Durch die geometrische Struktur, die Materialsteifigkeit sowie die thermische, mechanische und chemische Historie des Bauteils wird das Material am Schwinden gehindert, sodass sich ein Verhältnis aus Eigenspannungen und Verzug, wie in Abbildung 2.37 dargestellt, einstellt. Je stärker die Schwindung oder die Schrumpfung durch die Bauteilsteifigkeit oder angreifende äußere Kräfte unterbunden wird, desto höhere Bauteileigenspannungen resultieren. Findet eine Schrumpfung oder Schwindung begleitet von elastischer Verformung oder

Verzug statt, bilden sich entsprechend geringe Eigenspannungen aus, vergleiche Abbildung 2.37. Können diese Formänderungen nicht erfolgen oder elastisch kompensiert werden, können Eigenspannungen die lokale Festigkeit des Bauteils übersteigen und zu plastischen Verformungen sowie Bauteilschädigungen führen, vergleiche Abbildung 5.23. [BS13]

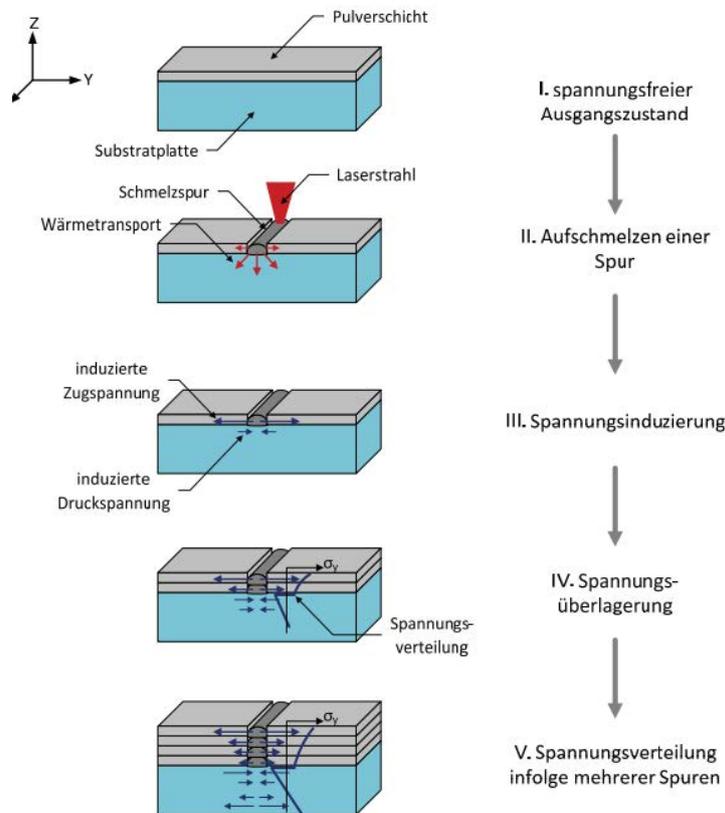


Abbildung 4.4: Schematischer Ablauf der Eigenspannungsentstehung

Abbildung 2.36: Bildung von Eigenspannungen im Lagenaufbau [Mun13]

Wie in Kapitel 2.1.3 eingeführt, muss die prozessbegleitende Bauteilverformung im FLM-Verfahren ohnehin unterbunden werden, um die Stabilität des Fertigungsprozesses zu gewährleisten, da der Verzug einer der häufigsten Ursachen für den Abbruch eines FLM-Prozesses ist. Dieser Effekt, in der englischen Sprache sowie verfahrenbezogen als Warping bezeichnet, stellt eine zentrale Problemstellung dar und steht damit im Mittelpunkt zahlreicher Entwicklungs- und Forschungsbemühungen. In dem 2,5-dimensionalen Fertigungsverfahren Extrusionseinheit und Bauplattform in parallelen Ebenen zueinander. Verformt sich das Bauteil, kommt es entweder zu einer undefinierten Materialablage oder zur Kollision des Extruders mit dem Bauteil. Letzteres führt in der Regel zum Abbruch des Fertigungsprozesses aufgrund

- der Ablösung des Bauteils von der Bauplattform,
- der Beschädigung des Bauteils
- oder der Beschädigung der FLM-Anlage.

Wenn das Bauteil, wie gewünscht, fest auf der formstabilen Bauplattform haftet, kann eine ganzheitliche Verformung des Bauteils während des Prozesses, unter Entstehung von Eigenspannungen, unterbunden werden. Geringe Verformungen, beispielsweise an Überhängen, infolge von Schrumpfung und Schwindung, führen zu optischen Qualitätsverlusten und Maßabweichungen des Bauteils, gefährden den Produktionsprozess jedoch in der Regel nicht.

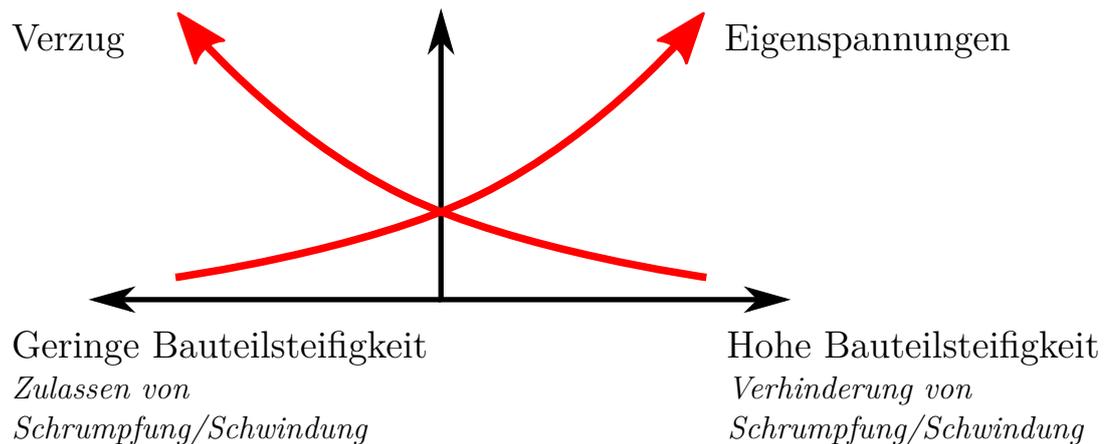


Abbildung 2.37: Wechselwirkung zwischen Schwindung/Schrumpfung, Eigenspannungen und Verzug nach [Mun13]

Der kritische Bauteilverzug, der explizit mit dem Begriff Warping adressiert wird, resultiert aus der teilweisen oder vollständigen Ablösung des Bauteils von der Bauplattform. In den Randbereichen und besonders an Ecken von Bauteilen erfährt die Haftverbindung Spannungsspitzen. Sind die Eigenspannungen zu hoch, kann die Adhäsionsfestigkeit zwischen dem Bauteil und der Bauplattform überschritten werden. Das Bauteil löst sich lokal von der Bauplattform und frei werdende Bauteileigenspannungen bedingen Bauteilverformungen. Das Bauteil wölbt sich an Ecken oder Rändern von der Bauplattform nach oben, sodass die Bauteilgeometrie in die Fertigungsebene hineinragt. Die Kollision zwischen Druckkopf und Bauteil ist dann unvermeidlich und resultiert in einem Prozessabbruch.

Doch auch wenn die kritische Ablösung des Bauteils von der Bauplattform unterbunden werden kann, entstehen prozessbegleitend Eigenspannungen im Bauteil. Wird das Bauteil nach Fertigstellung gezielt von der Bauplattform gelöst, bestehen keine Haftkräfte mehr, welche das Bauteil auf der ebenen Bauplattform fixieren. Die Eigenspannungen werden in Form einer Verformung frei, welche die Form und Maßhaltigkeit des Bauteils beeinflussen. Nachdem die Problemstellung des Warpings grundlegend dargestellt worden ist, wird in den folgenden Unterkapiteln, die Entstehung von Eigenspannungen, die Modellierung des Prozesses sowie Abhilfemaßnahmen anhand des Stands der Forschung aufgezeigt.

Verfahrensbedingte Entstehung von Bauteileigenspannungen und -verzug Wang et al. haben ein Modell entwickelt, mit welchem die Ausprägung des Bauteilverzugs anhand von Einflussgrößen bestimmt werden kann. Dafür ist ein vereinfachter Mechanismus vorgestellt worden, der die Entstehung des Verzugs abbildet. Periodisch werden heiße Schmelzebahnen auf dem bereits erkalteten Material der vorherigen Schicht abgelegt. Bei der Ablage wird die kalte Schicht angeschmolzen, sodass sich eine stoffschlüssige Verbindung zwischen den Lagen ergibt. Mit Unterschreiten der Glasübergangstemperatur T_g (Schmelzetemperatur T_m für teilkristalline Thermoplaste) kann die Schwindung nicht über eine Deformation des abgelegten Materials abgebaut werden, weshalb Eigenspannungen im Material verbleiben. Mit fortschreitendem Fertigungsprozess überlagern sich die Eigenspannungen der aufeinander abgelegten Bahnen sukzessive. Diese summierten Eigenspannungen resultieren in einer Verspannung des Bauteils, welche sich in einer elastische Bauteilverformung, dem Verzug, äußern.

In Abbildung 2.38 ist der Mechanismus, nach dem das mathematische Modell von Wang et al. arbeitet, anhand von vier chronologischen Schritten dargestellt. Es wird angenommen, dass sich der betrachtete Werkstoff ABS linear-elastisch und isotrop verhält.

- a) Auf der Bauplattform (hier: Worktable) haftet das im Aufbau befindliche Bauteil, das in hellgrau dargestellt ist und die Bauraumtemperatur T_U aufweist. Auf das im Aufbau befindliche Bauteil wird die nächste Lage (hier: New Deposition Layer) aufgetragen. Diese ist schmelzflüssig und hat die Temperatur des Heißkanals T_H . Für das Modell wird keine Verbindung zwischen den Lagen angenommen.
- b) Bei der Abkühlung auf die Bauraumtemperatur T_U erfährt die heiße Lage eine gleichmäßige Schwindung. Aufgrund der fehlenden mechanischen Verbindung zu dem Substrat findet dieser Prozess ohne die Entstehung von Eigenspannungen statt.
- c) In dem folgenden Schritt wird die abgekühlte Bahn um die errechnete Schwindung gedehnt. So erfährt diese Lage eine Dehnung von $\varepsilon = \alpha\Delta\theta$ und eine Vorspannung von $\sigma_N = -E\alpha\Delta\theta$.
- d) Im letzten Schritt wird die zuletzt abgelegte vorgespannte Lage mit dem Bauteil in Verbindung gebracht. Die im Zuge der Schwindung resultierenden Eigenspannungen dieser Lage tritt in Wechselwirkung mit dem restlichen Bauteil. Es stellt sich ein Gleichgewicht der Bauteileigenspannungen ein, welches in der dargestellten Verformung resultiert.

Wang et al. haben in ihrem mathematischen Modell neben den materialspezifischen Faktoren, wie dem Wärmeausdehnungskoeffizienten α und der Glasübergangstemperatur T_g , die Einflussgrößen Lagenanzahl n_L , Lagenlänge l_P sowie die Bauraumtemperatur T_U

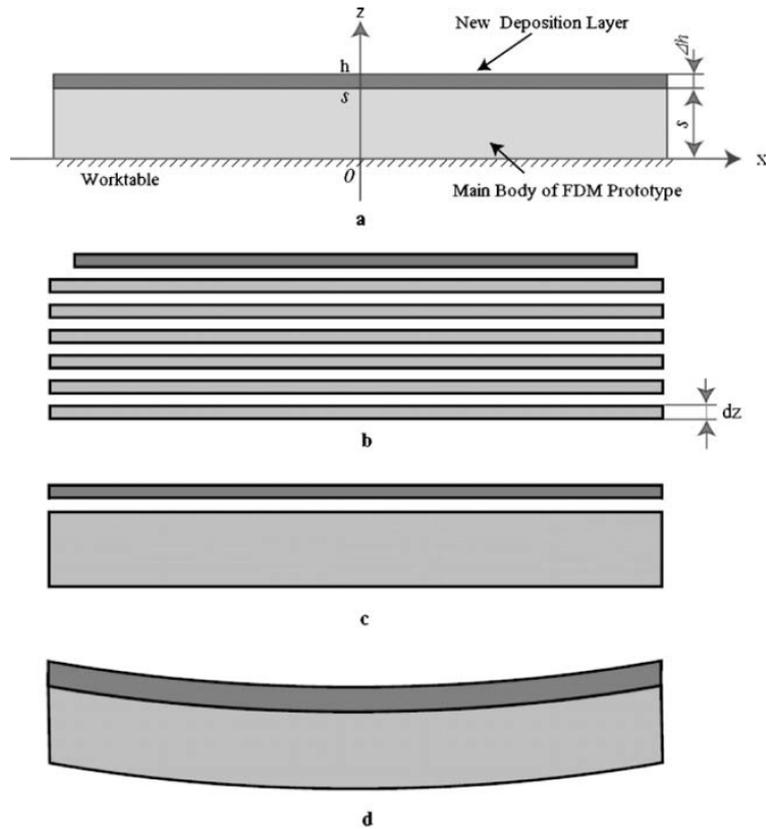
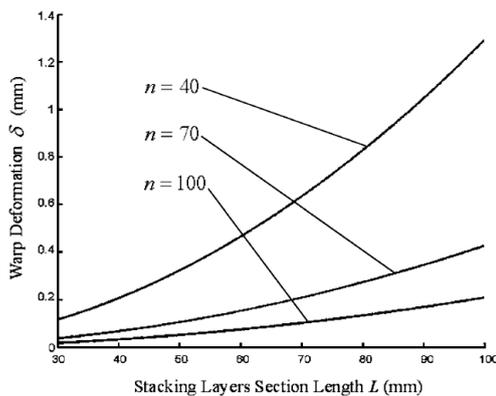
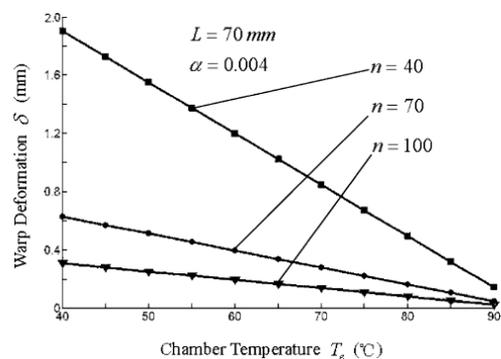


Abbildung 2.38: Mechanismus zur Entstehung des Bauteilverzugs [WXJ07]

berücksichtigt. Wie in Abbildung 2.39a dargestellt, nimmt das Warping für höhere charakteristische Längenausdehnungen l_P zu. Jedoch bildet das Modell auch ab, dass das Warping mit zunehmender Anzahl an Layern n_L abnimmt. In Abbildung 2.39b wird der positive Einfluss einer erhöhten Bauraumtemperatur T_U deutlich. Mit steigendem T_U nimmt die Bauteilverformung erheblich ab. [WXJ07]



(a) Einfluss der Lagenanzahl und Lagenlänge [WXJ07]



(b) Einfluss der Bauraumtemperatur [WXJ07]

Abbildung 2.39: Modellierte Einflüsse auf den Bauteilverzug

Auch Zhang et al. haben eine thermisch-mechanische finite-elemente Analyse des FLM-Prozesses durchgeführt und konnten einen direkten Zusammenhang zwischen Bauteileigen-
spannungen und dem Verzug für den Werkstoff ABS feststellen. In einzelnen Versuchen wurden die Effekte der Layerbreite b_s und der Layerhöhe h_s untersucht. [ZC08]

Xia et al. haben einen numerischen Simulationsansatz vorgestellt, in welchem die sukzes-
sive Materialablage, dessen Verfestigung, Schwindung und Eigenspannungen abgebildet werden. Die Simulationsergebnisse mehrerer abgelegter Bahnen zeigen die resultierenden Spannungen der untersten Lage gegenüber der Druckplattform auf, vergleiche Abbildung 2.40. Aus der zunehmenden Abkühlung der frisch abgelegten Bahn gehen die dargestellten Eigenspannungen (in der Mitte und rechts abgebildet) hervor. [XLT17]

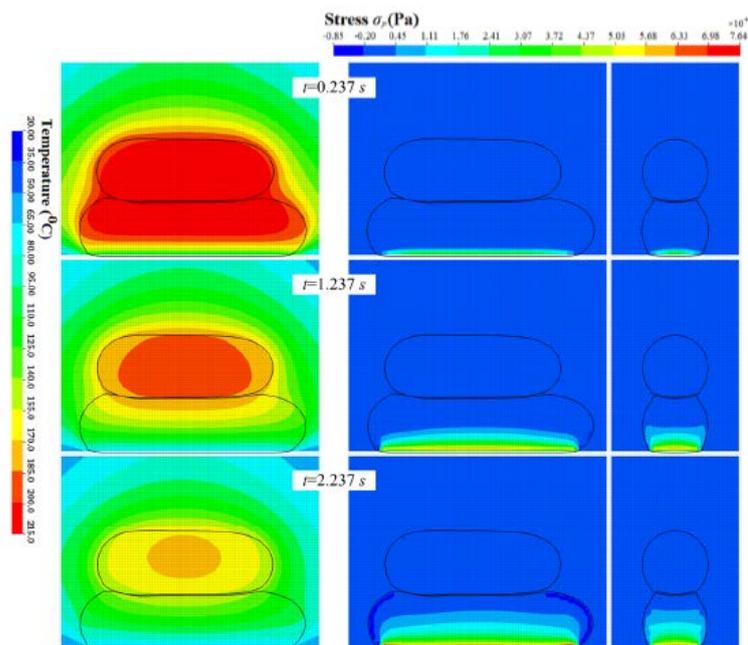


Abbildung 2.40: Thermische und mechanische Simulation des Ablageprozesses. Abkühlung und Entstehung von Eigenspannungen [XLT17]

Auf der vorgestellten Grundlage unter anderem der Vorarbeiten von Wang et al. und Zhang et al. wurden umfangreichere Modelle entwickelt, welche die Entstehung von Bauteileigen-
spannungen und Bauteilverzug im FLM-Verfahren untersuchen. An dieser Stelle wird eine Auswahl von Arbeiten behandelt, um den Stand der Technik abzubilden. Die Auswahl orientiert sich dabei an dem zu untersuchenden teilkristallinen Werkstoff PA12.

So haben Samy et al. eine Finite-Elemente-Analyse der Eigenspannungen und des Verzugs teilkristallinen PPs entwickelt und deren Abhängigkeit von der Bauraumtemperatur T_U und der Druckgeschwindigkeit v_P untersucht [Sam+21]. Sie kommen zu dem Ergebnis, dass schnellere Druckgeschwindigkeiten v_P zu kürzeren Abkühlzyklen führen, die Kristallisation

beeinflussen und damit den Bauteilverzug minimieren können [Sam+21]. Eine höhere Bau-
raumtemperatur T_U hingegen bewirkt eine homogenere Temperaturverteilung, geringere
Abkühlraten, einen besseren Lagenverbund und einen höheren Kristallisationsgrad. Daraus
geht hervor, dass mit geringeren Eigenspannungen, jedoch auch größerem Verzug infolge
der höheren Schwindung (höherer Kristallisationsgrad) zu rechnen ist. Die simulierten
Ergebnisse wurden mit wenigen Einzelversuchen experimentell validiert. [Sam+21; Ant+22]

Bereits im Kapitel 2.3 ist die von Barocio et al. und Brenken et al. entwickelte Simulations-
umgebung *ADDITIVE3D* in Teilen beschrieben worden. Diese Umgebung ermöglicht eine
detaillierte Simulation des FLM-Prozesses teilkristalliner Thermoplaste, auch unter Be-
rücksichtigung resultierender Eigenspannungen und des Verzugs. Neben der vollständigen
Prozessabbildung bezüglich der Ablage und Verschweißung von Kunststoffbahnen im FLM-
Prozess haben Barocio et al. sowie Brenken et al. die temperaturabhängige Viskoelastizität
des faserverstärkten, teilkristallinen Thermoplasts PPS simuliert. Bei der Materialablage
liegt das Material in einem schmelzflüssigen, niedrig viskosem Zustand vor, sodass es keine
nennenswerte Steifigkeit aufweist. Mit zunehmender Unterkühlung der Schmelze beginnt
das Material zu kristallisieren. Das Material nimmt an Steifigkeit zu und schwindet parallel
mit fortschreitender Abkühlung und Kristallisation, sodass Eigenspannungen entstehen.
Aufgrund der viskoelastischen Materialeigenschaften finden parallel zeit-, temperatur-
und morphologieabhängige Relaxationsvorgänge statt. Während des Abkühlungsprozesses
müssen entsprechend die Eigenspannungsentstehung sowie die Relaxationsprozesse parallel
betrachtet werden, um den resultierenden Eigenspannungszustand ermitteln zu können.
Abbildung 2.41 zeigt die Fertigungssimulation eines Bauteils. Die linke Abbildung stellt
das Simulationsergebnis der thermischen Simulation dar, während die rechte Abbildung
den resultierenden Kristallisationsgrad des Materials zeigt. Es ist gut zu erkennen, wie das
Modell den temperaturabhängigen Kristallisationsprozess abbildet.

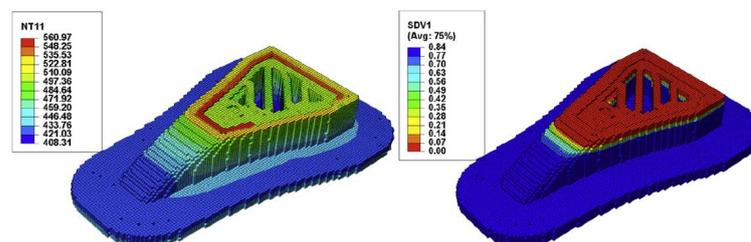


Abbildung 2.41: Simulation der temperaturabhängigen Kristallisation mit der Temperatur
in K und dem Kristallisationsgrad in % [Bre+19]

Um den Schwindungsprozess berechnen zu können haben Brenken et al. ein Materialmodell
für das faserverstärkte und teilkristalline PPS entwickelt. Dieses Modell bildet explizit die
temperaturabhängige Viskoelastizität sowie Effekte der Kristallisation ab. Mittels Digital

Image Correlation (DIC)-Messung sind dabei die anisotropen thermo-mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs bestimmt worden.

Auf Grundlage der thermischen Analyse, der Simulation von Kristallisations- und Materialschwindungshistorie erfolgt eine mechanische Analyse unter Berücksichtigung der temperaturabhängigen Viskoelastizität des Werkstoffs. Es resultiert ein Simulationsergebnis für die Spannungs- und Verformungshistorie des Bauteils. In Validierungsversuchen konnte gezeigt werden, dass die resultierenden Eigenspannungen und der Bauteilverzug in guter Näherung simuliert werden können. Abbildung 2.42 zeigt einen gefertigten a) und einen simulierten Ring b), aus dessen Geometrie ein Viertel praktisch a) und simulativ b) herausgetrennt worden ist. Durch das Heraustrennen wird die geometrische Steifigkeit der Struktur herabgesetzt und Eigenspannungen werden frei. Der praktische Versuch zeigt einen gemessenen Verzug von 3,2 mm, die Simulation liefert ein Ergebnis von 3,42 mm, was dem praktischen Ergebnis in guter Näherung entspricht. [Bre+19]

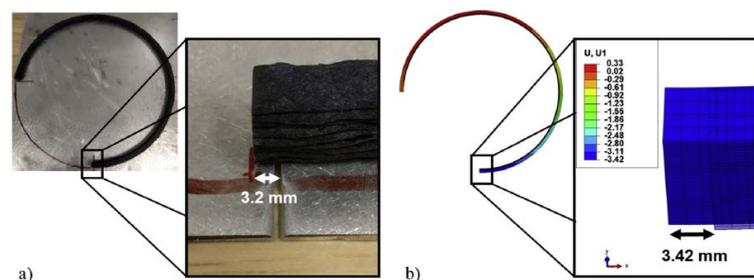


Abbildung 2.42: Validierungsversuch anhand eines gedruckten sowie simulierten Rings, aus welchem anschließend ein Viertel herausgetrennt worden ist. [Bre+19]

Anhand der aufgezeigten Simulationsmodelle wird aufgezeigt, dass die Entstehung von Eigenspannungen und Verzug zunehmend verstanden und modelliert werden können. In der praktischen Anwendung stellen diese Materialeigenschaften den Anwender jedoch weiterhin vor große Probleme. Wie einleitend im Kapitel 2.4 geschildert, kann das partielle Ablösen des Bauteils von der Bauplattform zum Prozessabbruch führen. Sobald Eigenspannungen entstehen, resultieren Spannungsspitzen an den Bauteilecken. Das Bauteil neigt dazu sich zu wölben, vergleiche Abbildung 2.38. Besteht eine gute Haftung zwischen der ersten abgelegten Bahn und der Bauplattform, so wirkt die Bauplattform als Niederhalter. Die Eigenspannungen werden von der Haftschnittstelle zwischen Bauteil und Plattform aufgenommen und verhindern die Bauteilverformung. Empirische Untersuchungen des Bauteilverzugs setzen in der Regel eine vollständige Bauteilhaftung während der Herstellung voraus, um verbliebene Eigenspannungen und resultierenden Verzug nach Ablösen des Bauteils zu analysieren. Fertigungsbegleitender Verzug würde den Herstellungsprozess destabilisieren und lässt eine hohe Streuung der Versuchsergebnisse erwarten. Gerade aufgrund hoher zu erwartender Eigenspannungen infolge der Schwindung ist die Haftung

teilkristalliner Thermoplaste auf dem Druckbett von erhöhter Bedeutung. Zusätzlich haften einige teilkristalline Thermoplaste schlecht (PP) oder nicht gut (PA) auf den konventionell verwendeten Dauerdruckplatten, Glasplatten oder Haftvermittlern. Carneiro et al. haben wegweisend für weitere Untersuchungen für reines PP aufgezeigt, wie teilkristalline Thermoplaste mit hoher Schwindung im FLM-Verfahren verarbeitet werden können. Sie haben dazu Druckparameter angepasst und eine PP-Platte als Bauplattform genutzt, um eine gute Haftung zu gewährleisten. Dabei muss mit einer problematischen Verschweißung zwischen der Bauplattform und dem Bauteil gerechnet werden [CSG15]. Auf dieser Grundlage konnten Spoerk et al. auch chemisch ähnliche Polymere, wie ultrahochmolekulargewichtiges Polyethylen (engl. ultra-high-molecular-weight polyethylene) (UHMW-PE) für PP, als Material für Bauplattformen etablieren [Spo+18c]. Da die Haftung zwischen Bauteil und Plattform eine elementare Voraussetzung für die Verarbeitung eines Thermoplasts nach dem FLM-Verfahren darstellt, wird diese Problematik im Kapitel 5.2.1 im Rahmen der Erarbeitung der Herstellungsstrategie bearbeitet.

Der Entstehung von Eigenspannungen und Verzug wird außerdem mit Anpassungen der Prozessführung begegnet, welche empirisch untersucht worden sind. Im Folgenden werden ausgewählte Arbeiten vorgestellt, welche sich mit teilkristallinen Thermoplasten oder im Speziellen PA-Werkstoffen im Hinblick auf den Bauteilverzug auseinandergesetzt haben. Für teilkristalline Thermoplaste wurde experimentell gezeigt, dass eine Anhebung der mittleren Bauteiltemperatur den prozessbegleitenden Verzug vermindert. So konnten Wu et al. für PEEK aufzeigen, dass hohe Bauraumtemperaturen ($T_U = 130^\circ\text{C}$) zu geringen Bauteilverformungen führen [Wu+14]. Gao et al. haben einen neuartigen Nylonfilamentwerkstoff (PA1012) hinsichtlich seiner Verzugseigenschaften und der Festigkeit untersucht. Dabei wurden materialspezifische optimierte FLM-Parameter ermittelt. Es wird aufgezeigt, dass hohe Druckbetttemperaturen $T_B \geq T_g$ den prozessbegleitenden Verzug herabsetzen und die Bauteilhaftung auf der Plattform erhöhen [Gao+19]. Bei beiden Arbeiten ist zu berücksichtigen, dass die Bauraumtemperatur T_U und die Druckbetttemperatur T_B deutlich unterhalb der Schmelztemperatur T_m liegen und damit die Kristallisation nicht erheblich beeinflusst wird. Hohe Prozesstemperaturen fördern den Kristallisationsprozess. Ein höherer Kristallisationsgrad führt in der Regel zu höherer Schwindung und damit höherem Verzug. Entsprechend können hohe Kühlraten und niedrige Prozesstemperaturen den Kristallisationsgrad gering halten und so Schwindung und Verzug verringern [Fis13]. Eine hohe mittlere Bauteiltemperatur bedingt jedoch auch eine homogenere Temperaturverteilung des Bauteils in der Abkühlungsphase, was eine gleichmäßigere Schwindung bedingt und folglich zu weniger Verzug führen kann.

Ein Teil der im Stand der Technik untersuchten Einflussgrößen auf den Verzug FLM-gefertigter Bauteile ist in Tabelle 2.3 zusammengefasst. Es zeigen sich eindeutige Tendenzen

verglichen mit Einflussgrößen in der Spritzgusstechnik, vergleiche dazu Anhang A.1. Dennoch stellen mangelhafter Lagenverbund und Verzug gegenwärtige Problemstellungen des FLM-Verfahrens dar. Auch, weil Einflussgrößen, wie in Tabelle 2.3 aufgezeigt, teils gegensätzliche Effekte auf den Lagenverbund und die Verzugseigenschaften haben. In den beiden folgenden Kapiteln werden einzelne Forschungsarbeiten aus dem Stand der Technik der Materialwissenschaften und der Prozesstechnik vorgestellt, welche sich der Optimierung der Eigenschaften vorwiegend teilkristalliner Bauteile widmen.

2.5 Materialwissenschaftliche Ansätze zur Optimierung der Verarbeitbarkeit teilkristalliner Thermoplaste

Wie in den vorangegangenen Kapiteln 2.2, 2.2.3 und 2.4 im Detail aufgezeigt, weisen besonders teilkristalline Thermoplaste vergleichsweise hohe Schwindungsraten und mangelhaften Verbund zwischen den Lagen auf. Um die vorherrschende Anisotropie FLM-gefertigter Bauteile und prozessbegleitenden Verzug zu minimieren, werden in der Forschung und Entwicklung einerseits optimierte Prozessparameter und andererseits Materialmodifikationen, wie Copolymerisation, Blending und die Hinzugabe von Füllstoffen, untersucht, welche es ermöglichen, deren Eigenschaften gezielt zu verändern. Auch wenn diese Arbeit die prozesstechnisch optimierte Verarbeitung teilkristalliner Thermoplaste forciert, sei an dieser Stelle ein Überblick über materialwissenschaftliche Lösungsansätze gegeben. Zielparameter, welche einen Einfluss auf den Lagenverbund und die Schrumpfungseigenschaften haben, sind dabei beispielsweise die Kristallisationseigenschaften, die Taktizität, die Wärmekapazität oder die Wärmeleitfähigkeit. [SHG20]

So zeigen Spoerk et al. in ihrem Review für den Werkstoff PP, dass kommerziell verfügbare Filamente keine typischen Eigenschaften eines isotaktischen PP Homopolymers aufweisen. Vielmehr wird das teilkristalline Material zu einem Blend/Copolymer verarbeitet oder mit Additiven, wie Füllstoffen, Fasern oder Nukleierungsmitteln versetzt, um dessen negative Verarbeitungseigenschaften zu kompensieren. [SHG20]

Burkhardt et al. haben ein teilkristallines PP entwickelt, welches im Hinblick auf medizinische Anwendungszwecke und die Verarbeitung nach dem FLM-Verfahren optimiert worden ist. Dabei erfüllt das Material eine zertifizierte Biokompatibilität, ist verformbar und temperaturstabil. Um dem Warming des teilkristallinen Thermoplasts zu begegnen, wurde das Ausgangsmaterial hin zu einem geringen Kristallisationsgrad entwickelt. Außerdem wird auf Basis der simulierten Verformung eine optimierte CAD-Datei erstellt, in welcher die erwartete Verformung bereits kompensiert wird. [Bur+20]

Gunasekaran et al. haben ein isotaktisches, reines PP mit Radikalbildnern zu einem vernetzten PP modifiziert. Über die Vernetzung des Materials konnte der Kristallisationsgrad herabgesetzt werden, sodass das Material weniger schwindet. Dabei konnte einerseits das Waring vermindert sowie die Festigkeit erhöht werden [Gun+21].

Durch Pickering und Stoof ist ein recycletes PP mit Hanf und Harakeke-Fasern verstärkt und hinsichtlich seiner Eigenschaften untersucht worden. Das Harakeke-verstärkte PP hat in Lagenrichtung eine signifikante Festigkeitssteigerung um 77 % und eine Steifigkeitserhöhung um 275 % gegenüber dem Ausgangsmaterial aufgezeigt, während die Materialschwindung um 84 % reduziert werden konnte. [SP17]

Prasong et al. haben ein Composite aus den Bestandteilen PLA/Polybutylenadipat-terephthalat (PBAT)/Polybutylensuccinat (PBS)/(Nano-)Talk hinsichtlich ihrer Eignung für das FLM-Verfahren, ihrer mechanischen Festigkeit und Maßabweichungen untersucht. Dabei konnte aufgezeigt werden, dass der Kristallinitätsgrad von PLA durch das Compounding mit PBS und Nanotalk (70/0/30/10) steigt und damit die Zug- und Biegefestigkeit erhöht sowie die mechanische Anisotropie vermindert wird. Der hohe Kristallinitätsgrad führt jedoch, wie in Abbildung 2.43 anhand der Formabweichung erkennbar, zu erheblichem Verzug. Ein Compound mit zusätzlich hinzugefügtem PBAT (70/10/20/10) liefert schließlich ein Material mit höherer Duktilität, geringerer Verzugsneigung und guten mechanischen Eigenschaften [Pra+21].



Abbildung 2.43: Bauteilverzug für unterschiedliche Compounds [Pra+21]

Rostom et al. haben festgestellt, dass durch den Zuschlag geringer Mengen von Graphene die Wärmeleitfähigkeit von PLA erhöht werden kann. Die erhöhte Leitfähigkeit begünstigt die Bauteiltemperierung durch das Heizbett, sodass höhere mittlere Bauteiltemperaturen

während der Fertigung erreicht werden. Durch eine höhere mittlere Bauteiltemperatur konnte gezeigt werden, dass der Lagenverbund sich verbessert und die Anisotropie abnimmt [RD19].

Auch der für diese Arbeit relevante Werkstoff PA12 ist für das FLM-Verfahren materialwissenschaftlich weiterentwickelt worden. Um die Materialfestigkeit des Reinmaterials zu erhöhen, können mit PA vorimprägnierte Kohle- und Glasfasern verwendet werden. Diese vorimprägnierten Fasern sind kommerziell erhältlich und werden in Endlosfaser-FLM-Systemen zusammen mit Filamenten aus PA als Matrixmaterial zu hochbelastbaren, endlosfaserverstärkten Bauteilen verarbeitet [PST20]. Auch wurde in zahlreichen Arbeiten untersucht, ob das Compoundieren teilkristalliner Thermoplaste, mit Kurzfasern oder Partikeln, den Verzug beziehungsweise das Warping mindern kann. Rahim et al. haben PA12 mit Zirkonium und Hydroxylapatit gefüllt und dessen mechanische und morphologische Eigenschaften im Hinblick auf das FLM-Verfahren untersucht. Es wurde aufgezeigt, dass der Composite-Werkstoff gute mechanische Eigenschaften aufweist und gegenüber dem naturbelassenen Material deutlich biegesteifer ist. [Rah+17] Zhu et al. haben ein Nanocomposite mit 6% Graphit-Nanoplättchen entwickelt. Dieser Werkstoff lässt sich mit niedrigerer Kristallinität verarbeiten und hat eine höhere Steifigkeit und Wärmeleitfähigkeit gegenüber dem Ausgangsmaterial PA12. Nachteilig ist die erheblich herabgesetzte Bruchdehnung sowie die geringere Festigkeit des Materials zu bewerten [Zhu+17].

Über die vorgestellten materialwissenschaftlichen Ansätze lassen sich die kritischen Bauteilparameter wie Lagenverbund und Verzug zum Teil sehr gut beeinflussen. Dabei werden jedoch auch gewünschte Eigenschaften teilweise negativ beeinflusst. Teilkristalline Thermoplaste werden oft aufgrund ihrer höheren Duktilität verwendet. Wird beispielsweise ein PP zur besseren Verarbeitbarkeit und Minimierung des Verzugs mit Fasern verstärkt, verliert er seine gewünschte duktile Materialcharakteristik. Der zweite kritische Parameter der Anisotropie wird durch prozessbedingt orientierte Faserverstärkungen zumeist ebenfalls verstärkt. Spoerk et al. haben die Vielfalt der Möglichkeiten materialwissenschaftlicher Modifikationen für teilkristallines PP dargestellt, weisen jedoch auch darauf hin, dass der FLM-Prozess selbst Potentiale aufzeigt, die Verarbeitbarkeit von Materialien mit hoher Schwindung und Anisotropie zu optimieren. [SHG20]

2.6 Prozesstechnische Ansätze zur Optimierung der Verarbeitbarkeit teilkristalliner Thermoplaste

Im vorherigen Kapitel 2.5 sind unterschiedliche Materialmodifikationen vorgestellt worden, mit dem Ziel, die Eigenschaften der Thermoplaste im Hinblick auf die Verarbeitung im FLM-Verfahren zu optimieren. In diesem Abschnitt werden Ansätze vorgestellt, welche eine Optimierung der Verarbeitbarkeit mittels einer Weiterentwicklung oder Erweiterung der Prozesstechnik verfolgen und damit im Sinne dieser Arbeit vorgehen.

Ravi, Deshpande und Hsu haben im Jahr 2016 einen Prozess vorgestellt, in welchem ein kommerzieller Desktop FLM-Drucker mit einem 2 W Festkörperlaser der Wellenlänge 802 nm ausgerüstet worden ist. Der Laserstrahl wird mit mehreren Spiegeln und Linsen, wie in Abbildung 2.44a dargestellt, derart konditioniert, dass der Fokuspunkt 1 mm vor der Düse auf das Substrat trifft und dieses erwärmt. Diese Erwärmung ist konstruktiv bedingt auf eine Druckrichtung beschränkt, sodass bei der Probenherstellung lediglich eine lange Flankenseite des Probenkörpers, vergleiche Abbildung 2.45a, erwärmt werden kann. In Biegefestigkeitsuntersuchungen wurde die durch den Laserstrahl erwärmte Seite auf Zug belastet, sodass der Einfluss der Laserleistung auf den Lagenverbund evaluiert werden konnte. Die auf diese Weise gefertigten Probenkörper aus ABS wiesen eine um bis zu 50 % höhere Biegefestigkeit und eine höhere Duktilität auf. [RDH16]

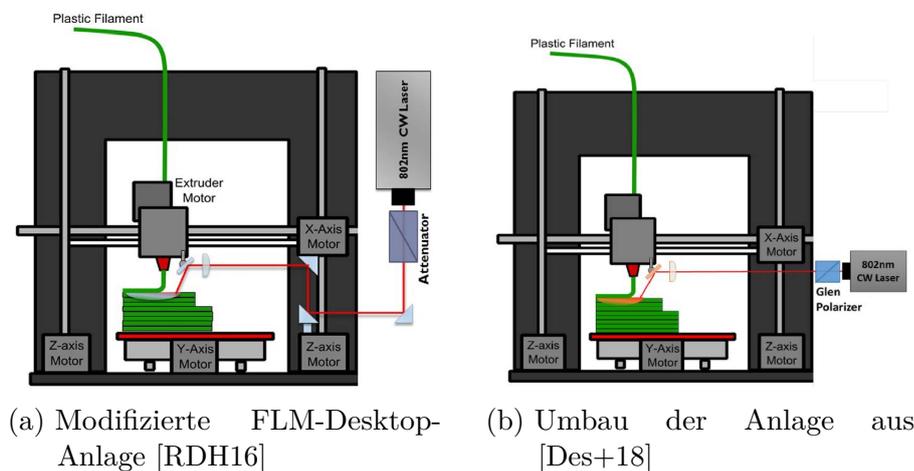
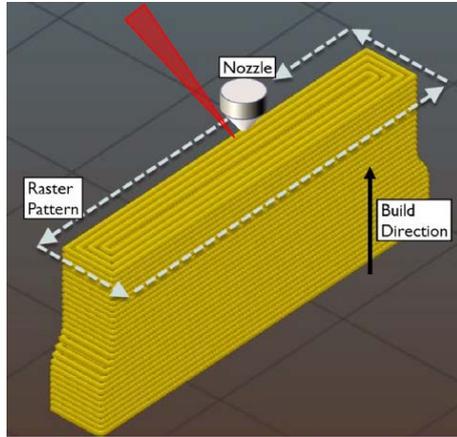


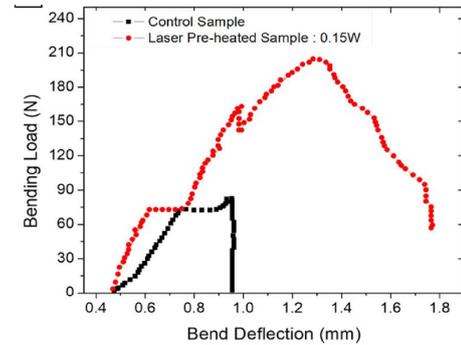
Abbildung 2.44: FLM-Anlagen mit Laservorwärmung

Deshpande et al. haben auf diesem Stand aufgebaut und diese Anlage umgebaut. Es ist eine schwächere Laserquelle gewählt und auf drei unnötige Umlenkungen des Laserstrahls, wie in Abbildung 2.44b gezeigt, verzichtet worden. Es fällt auf, dass trotz vergleichbarem Versuchsaufbau gute Festigkeitssteigerungen bei erheblich geringeren Laserleistungen erreicht worden sind. Auf diesen Zusammenhang wird in den Ausarbeitungen nicht näher

eingegangen. Die erhebliche Festigkeits- und Duktilitätssteigerung durch die Laservorwärmung ist in Abbildung 2.45b anhand des Ergebnisses zweier Biegeversuche deutlich zu erkennen. [Des+18]



(a) Probenerstellung nach dem LLPH [RDH16]



(b) Festigkeits- und Duktilitätssteigerung durch LLPH [Des+18]

Abbildung 2.45: Biegefestigkeitsuntersuchung laservorgewärmter Probenkörper

Auch Jun et al. haben eine Anlage entwickelt und mit zwei Faserlasermodulen von jeweils $P_L=4,5\text{ W}$ und einer Wellenlänge von 808 nm verbaut. Die Laserspots sind entweder vor und hinter der Düse ausgerichtet worden oder haben das Substrat lateral erwärmt. Jun et al. haben festgestellt, dass die zusätzliche Laservorwärmung zu einer bis zu 24% breiteren effektiven Verschweißung führt und eine laterale Anordnung der Lasermodule die höchsten Festigkeitsgewinne für ABS verspricht [Du+16]. Sabyrov et al. haben einen Diodenlaser mit einer Leistung von 5 W bei einer Wellenlänge von 450 nm zur Vorwärmung des Substrates genutzt. Dabei wurden mäßige Festigkeitssteigerungen um $10,16\%$ in der Lage erreicht. Sabyrov et al. stellen jedoch auch fest, dass die Laservorwärmung zu makroskopisch erkennbaren Unregelmäßigkeiten in Form von Spalten und Hohlräumen in den Probenkörpern führen können [SAA20].

Wiederum aufbauend auf den vorgestellten Arbeiten von Ravi et al. und Deshpande et al. haben Han et al. einerseits den Werkstoff Polyetherimide (PEI) Ultem 1010 und zum anderen den teilkristallinen Hochleistungsthermoplast PEEK in Verbindung mit einer Laservorwärmung untersucht. Für beide Materialien wurde eine kommerzielle Hochtemperatur-FLM-Anlage verwendet, welche mit einem CO_2 -Laser, wie in Abbildung 2.46a dargestellt, ausgerüstet worden ist. Die Strahlführung wurde über eine Faser und in den PEEK-Untersuchungen zusätzlich mit bis zu vier vergoldeten Spiegeln, vergleiche Abbildung 2.46b, umgesetzt.

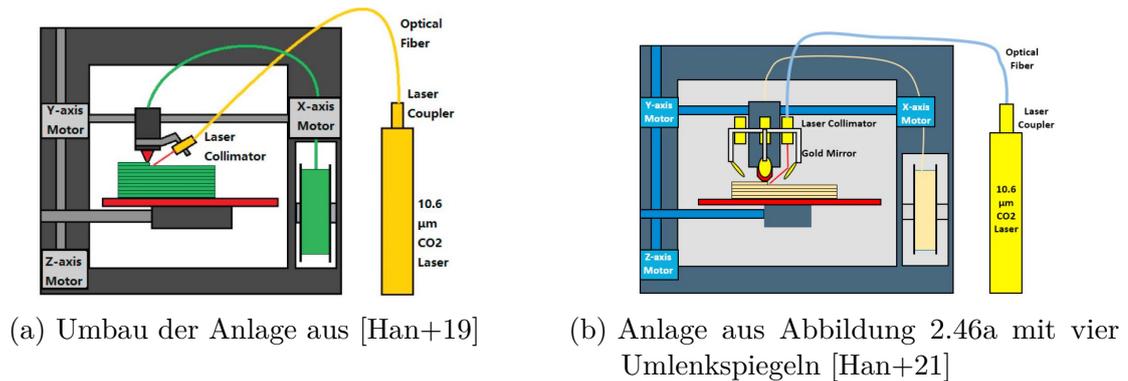


Abbildung 2.46: Weiterentwicklungen von Han et al., vergleiche Abbildung 2.44

Beide Thermoplaste sind hinsichtlich ihrer Anisotropie untersucht worden. So wurde die Zugfestigkeit von Probenkörpern in Aufbaurichtung (z-Richtung, vertikal) ermittelt und mit Proben in Extrusionsrichtung (horizontal) verglichen. Abbildung 2.47a zeigt die Fertigung von Probenkörpern in Aufbaurichtung aus einem Rohling. Für den amorphen Hochleistungsthermoplast PEI Ultem 1010 konnte gezeigt werden, dass die Festigkeit in Aufbaurichtung für eine Laserleistung von $P_L=1,6\text{ W}$ auf 82,8 % der Festigkeit in Lagenrichtung erhöht und somit die Anisotropie deutlich reduziert werden kann [Han+19]. In Abbildung 2.47b wird die enorme Festigkeitssteigerung durch die Laservorwärmung im Vergleich mit den vertikalen und horizontalen Kontrollproben (Control V und Control H) deutlich.

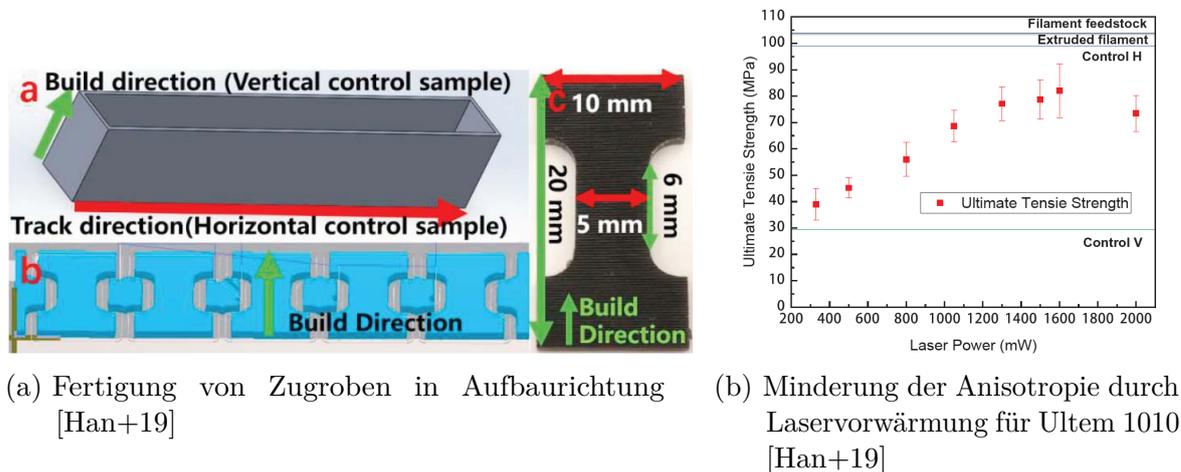
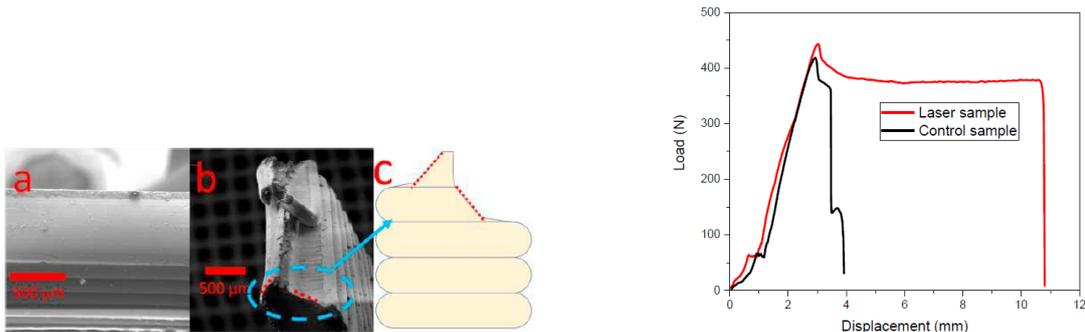


Abbildung 2.47: Untersuchungen des Lagenverbunds von PEI Ultem 1010

Auch für PEEK konnte eine enorme Festigkeitssteigerung und eine Reduzierung der Anisotropie festgestellt werden, sodass Proben für $P_L=2,13\text{ W}$ in Aufbaurichtung 99,5 % der Festigkeit von Proben in Extrusionsrichtung erreicht haben [Han+20]. In den Teilabbildungen b) und c) aus Abbildung 2.48a ist entsprechend eine Bruchfläche dargestellt, die aufzeigt, dass der Probenbruch zwar von einem Lagenverbund ausgeht, jedoch aufgrund

der guten Verschweißung auch durch die Lagen hindurch verläuft. Für Proben in Extrusionsrichtung konnten Han et al. darüber hinaus zeigen, dass die Festigkeit durch zusätzliche Laserleistung in Lagenrichtung leicht erhöht, jedoch vor allem die Bruchdehnung, wie in Abbildung 2.48b zu sehen, gesteigert werden kann. Han et al. führen diese Veränderung der Eigenschaften auf eine fortgeschrittene Kristallisation, umfangreichere Verknäulungen und Relaxationen zurück, welche durch die zusätzlich zugeführte Wärme und den verzögerten Abkühlungsprozess begünstigt werden [Han+21].



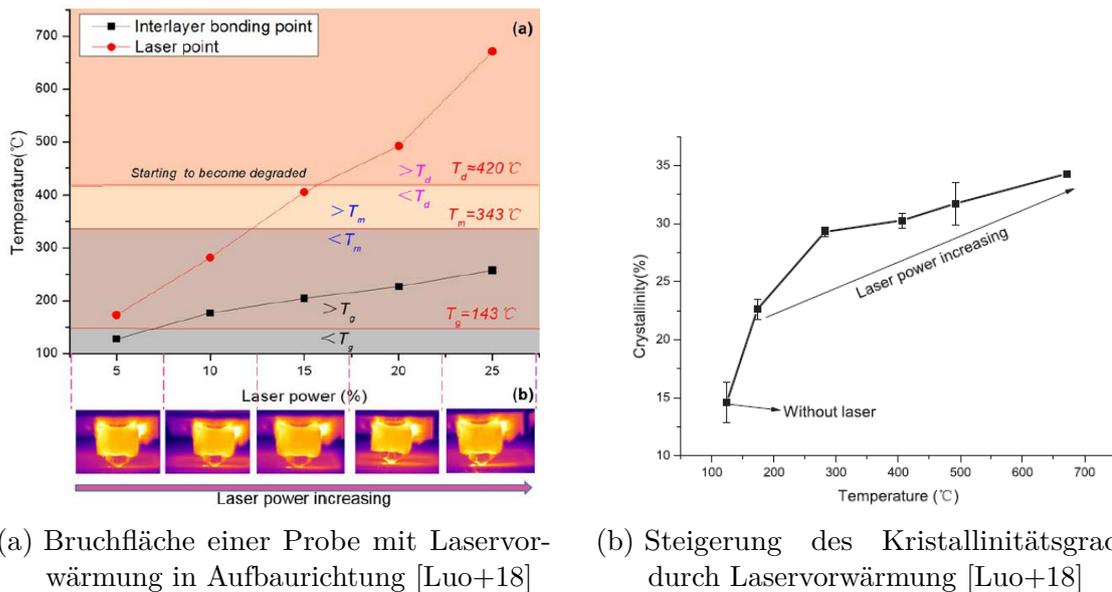
(a) Bruchfläche einer Probe mit Laservorwärmung in Aufbaurichtung [Han+20]

(b) Spannungs-/ Dehnungsdiagramm von PEEK (in Extrusionsrichtung) mit und ohne Laserleistung [Han+21]

Abbildung 2.48: Festigkeitsuntersuchungen für PEEK

Weitere Ergebnisse haben Luo et al. mit einem ähnlichen System und ähnlicher Probenherstellungsstrategie erzielt. Ein 40 W CO₂ Laser wurde mit vier Spiegeln vor die Extrusionsdüse ausgerichtet. In Abbildung 2.49a sind im unteren Teil b) thermographische Aufnahmen der Düse und des Laserfokuses für unterschiedliche Leistungen aufgezeigt. Man erkennt die Erhöhung der Bahntemperatur anhand der helleren Färbung der Aufnahme im Bereich der Bahn. Im oberen Bereich a) sind die abgeleiteten Temperaturen aus den Aufnahmen aufgezeigt. Abbildung 2.49a zeigt, dass ab 15 % der maximalen Laserleistung (40 W) Temperaturen von über 420 °C im Fokuspunkt gemessen werden, sodass mit Materialdegradation (als roter Bereich markiert) gerechnet werden muss. Durch die Vorwärmung konnte der Kristallinitätsgrad, wie in 2.49b dargestellt, mehr als verdoppelt und die Scherfestigkeit zwischen den Lagen um 45 % gesteigert werden. Die Scherfestigkeit zwischen den Lagen wurde in Biegeversuchen von Probenkörpern, die in Extrusionsrichtung gefertigt wurden, ermittelt. [Luo+18]

Luo et al. haben ihre Forschung für vorimprägniertes endlosfaserverstärktes PEEK fortgeführt und ebenfalls eine Verbesserung des Lagenverbunds durch die Laservorwärmung festgestellt [Luo+19].

Abbildung 2.49: Vorwärmung mittels CO₂ Laser nach Luo et al. [Luo+18]

Neben den vorgestellten Forschungsarbeiten, welche eine Laserstrahlungsquelle zur lokalen Vorwärmung verwenden, werden auch flächige Wärmequellen verwendet, um die Substrattemperatur anzuheben. Kishore et al. sowie Nycz et al. haben eine Infrarotvorheizung im Hinblick auf ein großformatiges 3D-Druck-Projekt, bekannt unter dem Namen Big Area Additive Manufacturing (BAAM), entwickelt und untersucht. Es konnte gezeigt werden, dass der Lagenverbund von kurzfaserverstärktem ABS durch die Vorheizung erheblich verbessert [Kis+17] und die Bauteilabkühlung infolge hoher Layerzeiten durch die Vorheizung kompensiert werden kann [Nyc+20]. Für eine vergleichbar große Anlage hat die Firma Thermwood Corporation (Dale, USA) eine rotatorische Extrusionseinheit patentiert, in welcher eine Anpressrolle um die Extrusionsdüse rotiert. Durch den zusätzlichen Anpressdruck soll die Lage definiert angedrückt und der Lagenverbund verbessert werden [Sus+20]. Hertle, Wörz und Drummer konnten für einen robotergeführten Handschweißextruder und den Werkstoff PP zeigen, dass durch eine Anpressrolle der Lagenverbund verbessert wird, jedoch auch geometrische Bauteilabweichungen resultieren [HWD19]. Beide vorgestellten Anlagen werden mit Schneckenextrudern betrieben und wurden im Hinblick auf großformatige Bauteile entwickelt. Deshalb werden diese Lösungsansätze an dieser Stelle vorgestellt, können allerdings nicht direkt auf das klassische FLM-Verfahren übertragen werden.

Yu et al. erreichen eine ergänzende Erwärmung des Substrats, indem eine runde Platte, durch welche zentrisch die Extrusionsdüse geführt wird, temperiert wird. Durch die Nähe zum Bauteil wird die Wärme der Platte konvektiv an das Bauteil abgegeben. Yu et al. haben festgestellt, dass sowohl die Festigkeit als auch die Bruchdehnung von kohlefaserverstärktem ABS [Yu+20] und PLA [Yu+21] erheblich gesteigert werden kann. In Dauerschwingversuchen konnte für den verstärkten ABS-Werkstoff außerdem aufgezeigt

werden, dass durch die Anwendung der Heizplatte vergleichbare Festigkeiten zu getemperten Proben erreicht werden, was auf eine hohe prozessbegleitende Durchwärmung, ähnlich wie bei hohen Bauraumtemperaturen, schließen lässt. Der Kristallinitätsgrad von PLA konnte erheblich gesteigert werden. [Yu+20; Yu+21]

Anstelle einer erhitzten Platte hat Butzke in seiner Dissertation eine Low-Cost-FLM-Anlage um ein Heißluftgebläse erweitert, um die Bauteiltemperatur anzuheben. Für den Werkstoff ABS konnte die Anisotropie herabgesetzt werden. [But18]

Eine weiterer vielversprechender Forschungsansatz ist die scherinduzierte Erwärmung von Thermoplasten. Mit diesem Hintergrund ist am Fachgebiet Maschinenlemente der TU Dortmund ein Extruder mit integriertem Reibröhrelement in der Düsengeometrie entwickelt worden. Erste Untersuchungen zeigen, dass der Lagenverbund erhöht und die gerichtete Schwindung sowie die Anisotropie für PA12 erheblich reduziert werden kann. [Erd21]

Hinsichtlich der Reduzierung prozessbedingter Eigenspannungen und Verzugs konnten im Rahmen der Literaturrecherche keine neuartigen Prozessmodifikationen ermittelt werden. Die Bauteilkühlung hingegen ist ein Grundkonzept in der FLM-Technik, welches vorwiegend eingesetzt wird, um eine unmittelbare Materialverfestigung zu erwirken, die mittlere Bauteiltemperatur zu senken und damit die prozessbegleitende Bauteilsteifigkeit sicherzustellen. Ein Erweichen des Bauteils infolge unzureichender Kühlung kann Formabweichungen oder einen Prozessabbruch zur Folge haben.

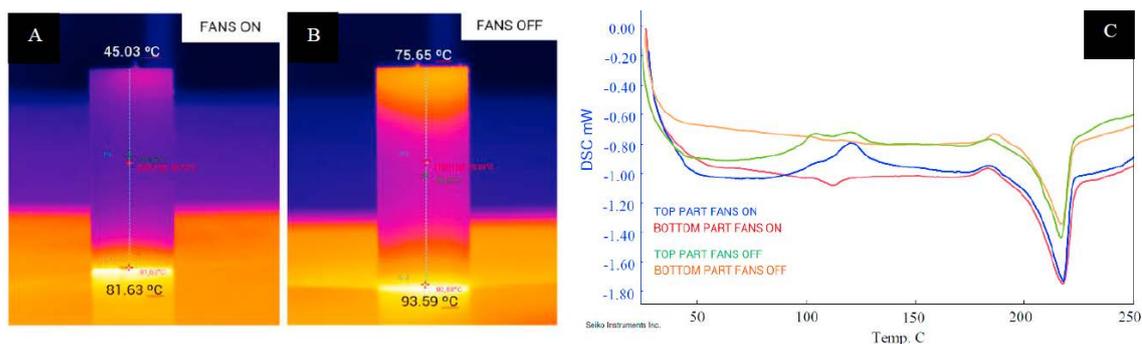


Abbildung 2.50: Effektivität einer Bauteilkühlung im Hinblick auf den Kristallisationsgrad [Tor+19]

Toro et al. haben für kohlefaserverstärktes PA12 gezeigt, dass eine Bauteilkühlung den Kristallisationsgrad herabsetzt, vergleiche Abbildung 2.50. Der linke Teil der Abbildung zeigt eine Thermographieaufnahme. Während die Bauteiltemperatur nahe des Druckbetts weniger stark sinkt, ist die Auskühlung des Bauteils bei aktivierten Lüftern besonders im

oberen Bereich der Probenkörpers erkennbar. Der rechte Teil von Abbildung 2.50 zeigt das Ergebnis einer DSC-Untersuchung. Der untere Bereich der Proben bleibt erwärmt und kristallisiert aus. Der obere Teil weist jeweils einen Kristallisationspeak bei rund $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ auf, der für die Probe mit aktivierten Lüftern besonders hoch ausfällt. Dieser Peak zeigt auf, dass die Kühlung einen niedrigeren Kristallisationsgrad im Prozess bewirkt hat [Tor+19]. Folglich scheint die Bauteilkühlung durch die Beeinflussung des Kristallisationsprozesses einen Einfluss auf die Entstehung von Bauteileigenstressungen zu haben.

Ähnliche Ergebnisse haben Lee und Liu für den Werkstoff PLA mit einem leistungssteigerten Bauteilkühler erarbeitet. In Abhängigkeit der Kühlluftstromgeschwindigkeit konnte eine Abhängigkeit des Kristallisationsgrades, der Bauteilfestigkeit und der Dimensionsstabilität, vergleiche Abbildung 2.51b, aufgezeigt werden. Zusätzlich wurde die Abhängigkeiten der Bauteiltemperatur einerseits von der Bauteilgeometrie und der Bauteilkühlung dargestellt. So hat die Kühlung auf Bauteile geringen Querschnitts einen höheren Einfluss und gleicht dessen thermische Historie an die eines Bauteils hohen Querschnitts, vergleiche Abbildung 2.51a an. Als erheblicher Nachteil konnte die Festigkeitsminderung in Aufbaurichtung (z-Richtung) infolge der Bauteilkühlung aufgezeigt werden. [LL19]

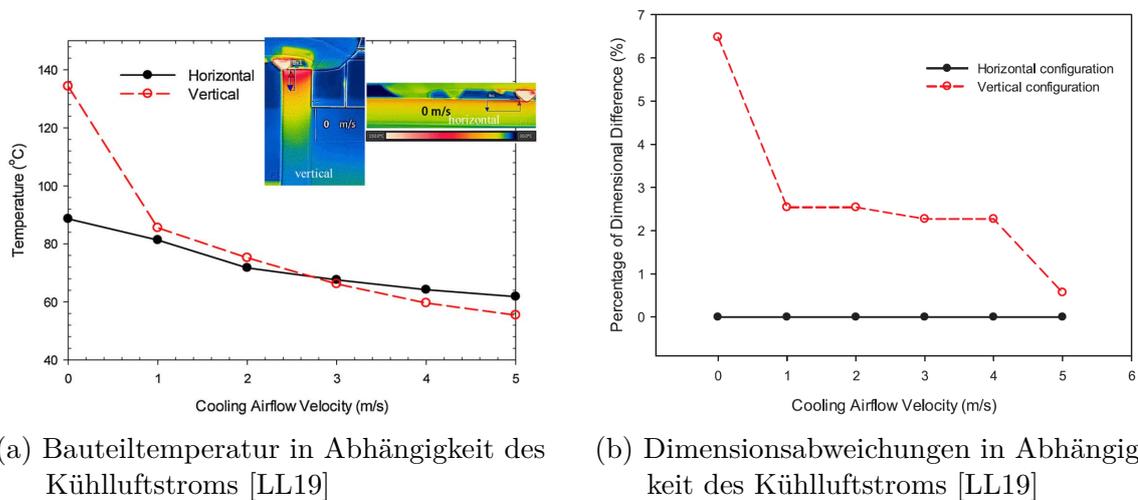


Abbildung 2.51: Bauteilzwangskühlung von PLA-Probekörpern

Es lässt sich anhand der vorgestellten Prozessmodifikationen zusammenfassen, dass die thermische Prozessführung in Form einer gezielten Materialerwärmung und -kühlung die Eigenschaften teilkristalliner Bauteile maßgeblich beeinflussen kann.

3 Problemstellung, Zielsetzung und Vorgehen

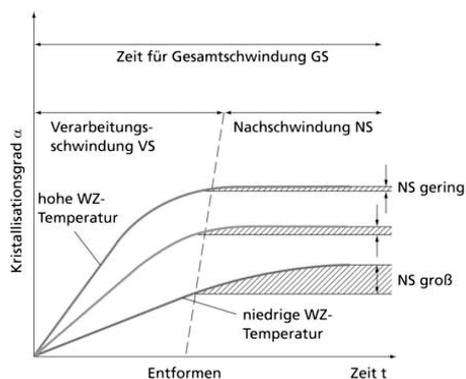
Das FLM-Verfahren stellt eine wirtschaftlich und technisch relevante Alternative zu klassischen Fertigungsverfahren wie dem Spritzguss oder der Zerspanung dar. Auch unter den additiven Fertigungsverfahren thermoplastischer Kunststoffe kann sich das Verfahren behaupten. Einzelteile und Kleinserien können günstiger, effizienter und schneller produziert werden. Jedoch werden die Anwendungsbereiche durch teils schlechte Bauteileigenschaften wie eine ausgeprägte Anisotropie (niedrige Festigkeit in Aufbaurichtung), hohe Eigenspannungen und Verzug limitiert.

Prozessbedingt konnten einige thermoplastische Kunststoffe etabliert werden, während andere sich nur sehr eingeschränkt nach diesem Verfahren verarbeiten lassen. Materialkennwerte wie die Schmelzeviskosität, der Polymerisationsgrad und die Kristallisationseigenschaften bestimmen die Verarbeitbarkeit und resultierende Produkteigenschaften wie die Festigkeit und den Bauteilverzug. Die Materialeigenschaften können durch die gewählten Prozessparameter optimiert werden, während das Material selbst oder die Bauteilgeometrie nicht flexibel angepasst werden können. Folglich ergibt sich eine Auswahl vorwiegend amorpher Werkstoffe, die sich für die Verarbeitung nach dem FLM-Verfahren eignet.

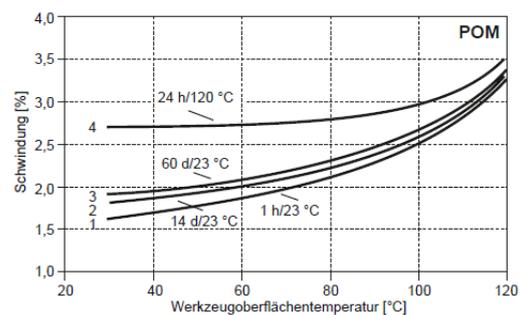
Der Verzug infolge von Schwindung ist ein prozesskritischer Faktor im FLM-Verfahren und fällt bei teilkristallinen Thermoplasten gegenüber amorphen infolge von Kristallisationsvorgängen ausgeprägter aus. Wenige teilkristalline Thermoplaste wie PLA oder Polyethylenterephthalat (PET) konnten für das FLM-Verfahren modifiziert und etabliert werden. Technische teilkristalline Thermoplaste (engineering plastics) wie PP oder PA stellen jedoch keine Standardmaterialien im FLM-Verfahren dar, da die hohe Materialschwindung und mäßiger Lagenverbund prozessbedingt keine reproduzierbar hohen Bauteilqualitäten zulassen. Dabei birgt die Verarbeitung teilkristalliner Thermoplaste im FLM-Verfahren aufgrund ihrer charakteristischen, technisch relevanten Materialeigenschaften großes Potential.

Sowohl amorphe als auch teilkristalline Thermoplaste weisen unterhalb ihrer Glasübergangstemperatur ein sprödes Werkstoffverhalten auf. Gegenüber amorphen Thermoplasten, die oberhalb ihrer Glasübergangstemperatur erweichen, liegt der typische Gebrauchsbereich teilkristalliner Thermoplaste zwischen der Glasübergangstemperatur und der Schmelztemperatur. Erweichte amorphe Phasen liegen neben erstarrten kristallinen Bereichen vor und verleihen dem Werkstoff ein typisch zähes Materialverhalten. Dadurch wird die plastische Verformbarkeit sowie die Bruch- und Reißfestigkeit der Werkstoffe erhöht, was teilkristalline Thermoplaste für viele technische Anwendungen unverzichtbar macht. Zusätzlich zeichnen sich teilkristalline Thermoplaste durch eine vergleichsweise hohe Härte und geringere Löslichkeit aus [BS13]. Die hohe Verschleißbeständigkeit sowie die chemische Beständigkeit begründen umfassende Anwendungsbereiche im Maschinenbau, dem Gesundheitswesen und der chemischen Industrie. Folglich ergeben sich große Bedarfe, die Verarbeitung teilkristalliner Thermoplaste nach dem FLM-Verfahren zu etablieren, um unter anderem diese Anwendungsgebiete mit additiv gefertigten Bauteilen zu bedienen.

Wie in Kapitel 2.4 gezeigt, lässt sich der Verzug, die Materialschwindung und der Eigenspannungszustand durch den Abkühlungsprozess beeinflussen. Hohe Kühlraten bedingen niedrigere Kristallisationsgrade teilkristalliner Materialien und damit geringere Schwindung und unmittelbaren Verzug. Mit fortschreitender Zeit und erhöhten Lagerungstemperaturen ist eine Nachkristallisation möglich. Der resultierende Kristallisationsgrad und die Bauteilschwindung fällt trotz Nachkristallisation in der Regel niedriger aus, wie in den Abbildungen 3.1a und 3.1b für Spritzgussprozesse dargestellt [Fis13]. Kühlkonzepte mit hohen Kühlraten stellen dabei trotz ihres Potentials kein frequentiertes Forschungsgebiet in der FLM-Technik dar.



(a) Verarbeitungs- und Nachschwindung im Spritzguss [Dom13]



(b) Schwindung in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur [Ehr11]

Abbildung 3.1: Schwindung von Thermoplasten

In den Grundlagen sind die Eigenschaften amorpher Thermoplaste allgemein aufgearbeitet worden. Aufgrund Ihrer Eigenschaft, bis zu Ihrer Glasübergangstemperatur diffundieren zu können, sind begünstigende Voraussetzungen für ein gutes Verschmelzungsergebnis gegeben.

Teilkristalline Werkstoffe hingegen diffundieren maßgeblich oberhalb ihrer Schmelztemperatur, was den Verschweißungsprozess im FLM-Verfahren hemmen kann.

Für diese Werkstoffe ergibt sich folglich ein kleineres Prozessfenster, in welchem für gute Bauteileigenschaften einerseits eine hohe Prozesswärme und andererseits eine hohe Abkühlrate gefordert werden. Doch dieses kleine Prozessfenster wird auch durch die Bauteilgeometrie beeinflusst. Bauteile großen Querschnitts haben prozessbegleitend eine homogenere und niedrigere mittlere Temperatur, während kleine Bauteile niedrigen Querschnitts infolge kurzer Layerzeiten eine hohe Substrattemperatur verglichen mit der Umgebung aufweisen können. So kann der Lagenverbund durch die hohe Prozesswärme gefördert werden, jedoch auch eine hohe Kristallinität und damit Schwindung des Werkstoffs resultieren. Durch inhomogene Temperierung kommt es zu lokal veränderlichen Werkstoffeigenschaften, welche von der Druckstrategie und der Geometrie des Bauteils abhängen. Eine Onlineprozessüberwachung, um diese Parameter regeln zu können, gibt es nach dem Stand der Technik nicht. Wechselwirkungen von Einflussparametern wie der Drucktemperatur gegenüber der Druckgeschwindigkeit erschweren die Wahl idealer Prozessparameter. So können mittels des FLM-Verfahrens keine reproduzierbaren und homogenen Bauteileigenschaften erreicht werden.

Die Zielsetzung dieser Arbeit geht aus dem vom Autor bearbeiteten ZIM-Forschungsprojekt „Minimierung der prozessbedingten Eigenspannungen beim Fused-Deposition-Modeling-Verfahren; Theoretische und experimentelle Untersuchung der benötigten Wärmeein- und -austragsmenge (MiPe-3D)“ hervor. Das erweiterte Ziel dieser Arbeit ist es, das FLM-Verfahren dahingegen weiterzuentwickeln, dass der Ablageprozess thermisch stabilisiert wird, um reproduzierbare, bessere Bauteileigenschaften, insbesondere im Hinblick auf die Lagenhaftung und den Verzug, zu erzielen. Dafür muss der Einfluss von Faktoren wie der Layerzeit und der Druckgeschwindigkeit auf die temperaturgetriebenen Verschweißungs- und Kristallisationsvorgänge gehemmt werden.

Wie bereits in Kapitel 2 aufgezeigt, kann der FLM-Prozess durch die Erhöhung der Bauteiltemperatur hinsichtlich Festigkeiten und Eigenspannungen erheblich optimiert werden. Die Erwärmung des Bauteils bringt jedoch auch prozesskritische Nachteile mit sich. Die Temperatur des Bauteils muss derart optimiert werden, dass eine Erweichung ausgeschlossen und für gute Bauteileigenschaften dennoch eine hohe mittlere Temperatur erreicht wird. Die Anlagenkonstruktion muss sich durch eine hohe Temperaturfestigkeit und gute Isolations- sowie Dichtigkeitskonzepte des Bauraums gegenüber der äußeren Anlage auszeichnen. Entsprechend ergeben sich durch einen beheizten Bauraum die Nachteile hoher Energiekosten, instabiler Prozessführung sowie aufwändiger Anlagenkonzepte.

Daraus ergibt sich der Ansatz, eine lokale aktive Beeinflussung der Temperaturverteilung zu verfolgen, um auf eine Bauraumbeheizung verzichten zu können. Dabei soll die Bauteilanisotropie verringert, die Festigkeit in Aufbaurichtung erhöht und gleichzeitig Eigenspannungen und Bauteilverzug infolge kristallisationsgetriebener Schwindung gemindert werden.

Technische teilkristalline Kunststoffe, wie PP und PA, stellen hohe Anforderungen an die Verarbeitung im FLM-Prozess und werden deshalb in nur wenigen Studien behandelt. Der gewählte theoretische Ansatz zur Erreichung des gesetzten Ziels ist die lokale Einbringung zusätzlicher Prozesswärme in die Zone der Verschweißung sowie die anschließende schnelle lokale Abkühlung des abgelegten Strangs, wie in Abbildung 3.2 dargestellt. Die lokal stark begrenzte Einflusszone der Vorwärmung und Kühlung verfolgt das Ziel, reproduzierbare und bauteilunabhängige Temperaturverteilungen und daraus resultierende Materialeigenschaften zu erhalten. Dabei wird die Verschweißung gefördert und die Kristallisation gehemmt.

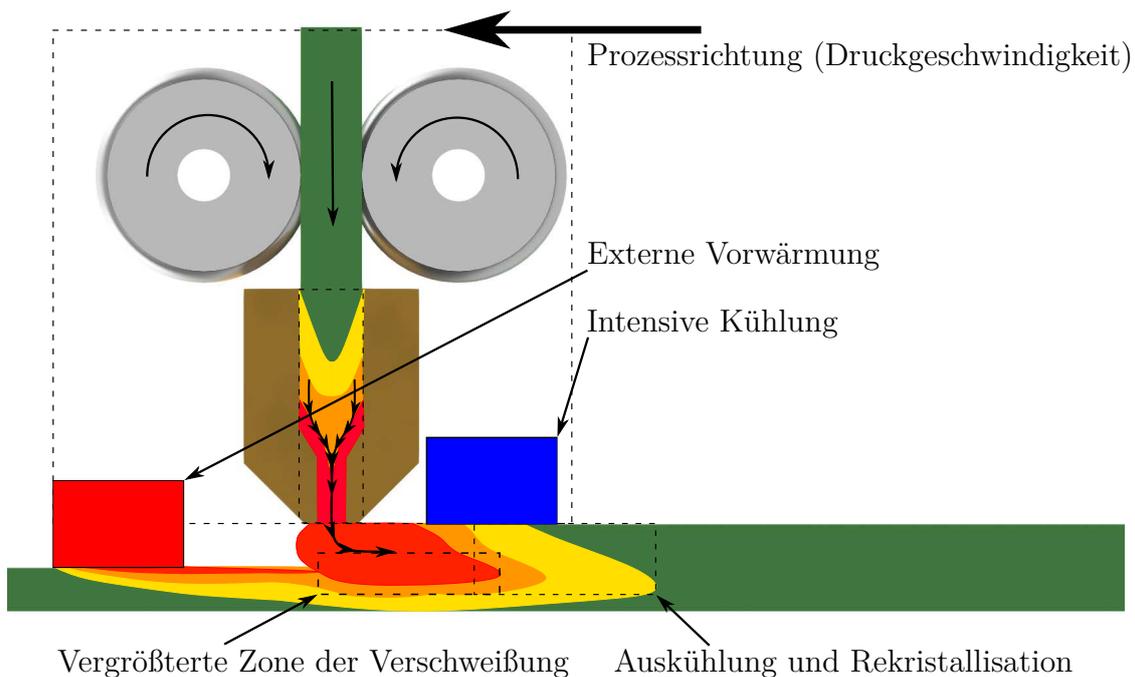


Abbildung 3.2: Charakteristische Zonen des modifizierten Ablageprozesses

Um lokal Wärme einzubringen, werden im Stand der Technik, siehe Kapitel 2, unterschiedliche Methoden vorgestellt. Die Wärmeeinflusszone prägt sich entsprechend der gewählten Erwärmungsmethode aus. So lässt sich beispielsweise die Erwärmung mittels Heißluft nicht auf eine lokal begrenzte Fläche oder ein begrenztes Volumen beschränken und wurde im Rahmen der Konstruktionssystematik kategorisch ausgeschlossen. Vielmehr konnte gezeigt werden, dass sich vor allem das Wirkprinzip gerichteter Strahlung in Form eines Lasers

zur lokal begrenzten Erwärmung eignet. Der FLM-Prozess zeichnet sich durch eine hohe Dynamik aus. Der Druckkopf verfährt in einer verhältnismäßig großen zweidimensionalen Ebene und legt geschmolzenes Material geringen Querschnitts ab. Erwärmungs- sowie Kühlungsprozesse laufen, wie in Abbildung 3.2 dargestellt, entsprechend schnell und lokal ab. Die hohe erreichbare Leistungsdichte von Laserstrahlung ermöglicht dabei sowohl eine schnelle als auch lokal stark begrenzte Erwärmung des Materials.

Im Stand der Technik sind Ansätze der Vorwärmung mit Laserstrahlungsquellen im eindimensionalen Vorversuch vorgestellt worden. Eine konstruktive Integration in den 2,5-dimensionalen FLM-Prozess ist dabei nicht erfolgt. Auch die gerichtete Kühlung mit lokal hoher Kühlrate ist im Stand der Technik unzureichend untersucht worden, vergleiche Kapitel 2. Tabelle 3.1 zeigt die unzureichende Studienlage auf. In grün sind solche Faktorkombinationen gekennzeichnet, die in wissenschaftlichen Arbeiten zu Laservorwärmungen und Kühlungseffekten bearbeitet worden sind. Bei gelben Faktorkombinationen ist ein Einfluss identifiziert, jedoch nicht untersucht worden. Zu den roten Kombinationen sind keine wissenschaftlichen Publikationen zu Laservorwärmung und Kühlung bekannt. Lediglich durch Lee und Liu sind Wechselwirkungen zwischen der Kühlung, Layerzeit und Orientierung im Hinblick auf die beiden Zielparameter untersucht worden [LL19]. Der Effekt der Laservorwärmung auf den Verzug ist gänzlich unbekannt. Die Studienlage zum Effekt der Laserleistung beschränkt sich auf Festigkeitsuntersuchungen bei Variation der Druckgeschwindigkeit.

Ein Teilziel stellt die konstruktive Entwicklung eines FLM-Druckkopfes dar, in welchen die Lösungsprinzipien der lokalen Vorwärmung und Kühlung für den 2,5-dimensionalen Prozess integriert werden. Gegenüber dem Stand der Technik wird der Effekt beider Prozessmodifikationen auf den Lagenverbund evaluiert und über die Probenvermessung der Verzug erfasst. Damit werden erstmals die Einflussfaktoren lokale Vorwärmung und Kühlung im Zusammenhang mit den Qualitätsmerkmalen Festigkeit und Verzug untersucht, vergleiche Tabelle 3.1. Zusätzlich werden deren Wechselwirkungen mit der Extrusionstemperatur, der Probenorientierung und der Layerzeit in einer einzigen Studie analysiert.

Weiterführend zu den Arbeiten in MiPe-3D, in welche der Werkstoff PP behandelt wurde, wird in dieser Arbeit der teilkristalline Thermoplast PA12 untersucht [BSK21]. Als Referenz werden die Materialeigenschaften FLM-gefertigter Proben ohne Prozessmodifikationen, bedeutet ohne Kühlung und ohne Laserleistung, herangezogen. Ergänzend zu den Prozessmodifikationen wird der Versuchsraum um die Variable Extrusionstemperatur erweitert, da diese eine maßgebliche Einflussgröße auf die Qualitätsmerkmale darstellt und Wechselwirkungen mit der Laser- und Kühlleistungen erwartet werden. Zusätzlich wird der Einflussfaktor Layerzeit untersucht, da dieser im Stand der Technik als eingeschränkt

manipulierbare Störgröße im Hinblick auf reproduzierbare Prozessergebnisse identifiziert worden ist. Um insbesondere Einflüsse auf die Bauteilanisotropie abzubilden, wird die Versuchreihe um Proben aus der Prozessebene erweitert. Damit können die Anisotropie in Abhängigkeit der Prozessparameter abgebildet und Materialeigenschaften in der Prozessebene ermittelt werden. Im Vergleich mit dem modifizierten Prozess werden Potentiale gegenüber dem Stand der Technik im Hinblick auf beide Qualitätsmerkmale, den Verzug und die Festigkeit, aufgezeigt.

Tabelle 3.1: Gegenüberstellung des Standes der Technik mit der formulierten Zielsetzung

Festigkeit					Verzug				
Laser (1D)	Kühlung	Extrusionstemp.	Layerzeit	Orientierung	Laser (1D)	Kühlung	Extrusionstemp.	Layerzeit	Orientierung
[Des+18; RDH16] [Han+19; Du+16] [SAA20; Han+20] [Han+21; Luo+18] [Luo+19]	[LL19]		[LL19]	[LL19]		[LL19; Tor+19]		[LL19]	[LL19]
<p>Zielsetzung dieser Arbeit:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Laser von 1D in 2,5D-Verfahren überführen - Modifizierten FLM-Prozess analysieren - Qualitätskriterien: Verzug & Festigkeit - Faktoren: Laser, Kühlung, Temperatur, Layerzeit, Orient. - Wechselwirkungen zwischen den Faktoren untersuchen 									

Im Vorgehen wird zunächst ein rotatorischer Druckkopf entwickelt, welcher die lokale Vorwärmung des Substrats mittels einer Laserstrahlungsquelle und die anschließende lokale Kühlung der abgelegten Bahn in der zweidimensionalen Prozessebene ermöglicht. Dabei werden die in Kapitel 2.6 vorgestellten Ansätze aus dem Stand der Technik aufgegriffen und erstmals in den vollwertigen FLM-Prozess überführt. Außerdem wird ein Kühlkonzept erarbeitet, welches eine lokale und hohe Kühlrate ermöglicht. Beide Funktionsträger werden auf rotatorischen Achsen um die Extrusionseinheit gelagert und elektrisch angetrieben. Benötigte Stoff- und Energieflüsse werden mittels Kupplungen integriert und die CNC-Steuerung der Anlage um die Ansteuerung der zusätzlichen Peripherie erweitert. Der G-Code wird in einem Postprocessing um entsprechende Steuerungsbefehle für die Periphe-

rie ergänzt, sodass die Vorwärmung und Kühlung in der zweidimensionalen Prozessebene der Materialablage geometrisch exakt vor- bzw. nachgelagert wird.

Im Anschluss an die fertigungsgerechte Auskonstruktion, die Fertigung, die Montage und die Inbetriebnahme des Systems wird das modifizierte Verfahren mittels empirischer Versuchsreihen evaluiert. Zunächst wird das Versuchssystem analysiert sowie geeignete Probengeometrien und Fertigungsszenarien entwickelt, um einerseits einen hohen Untersuchungsumfang bei zumutbarer Herstellungszeit zu erhalten und andererseits reproduzierbare und stabile Versuchsbedingungen zu gewährleisten. Über eine makroskopische Sichtprüfung wird bewertet, ob eine verfahrenstypische Fertigungsqualität erreicht wird und ein verfahrensgerechter Ablageprozess stattfindet.

Zur Evaluation des modifizierten Prozesses werden die Versuchsreihen zwei Untersuchungsschwerpunkten untergeordnet. Einerseits wird der Verzug von Probenkörpern in Abhängigkeit der Vorwärmungs- und Kühlparameter analysiert. Des Weiteren werden mechanische Bauteilprüfungen in Form von Zugversuchen vollzogen, um die erreichte Festigkeit in Aufbaurichtung (z-Richtung) gegenüber der Festigkeit in den Lagen zu bewerten. Eine zusätzliche Versuchsreihe wird einen Ausblick ermöglichen, ob der FLM-Prozess mittels der vorgestellten Modifikation von dem Einflussfaktor der Layerzeit bzw. der Bauteilgeometrie entkoppelt werden kann.

Es resultiert ein Untersuchungsumfang, welcher es erlaubt, zwei Optimierungsprobleme zusammenzuführen. Einerseits wird die maximal erreichbare Festigkeit in Aufbaurichtung und andererseits der minimale Verzug in Abhängigkeit der Einflussgrößen Vorwärmung und Kühlung evaluiert. Die Untersuchungen zur Bauteilorientierung und Layerzeit werden einen Ausblick darüber geben, ob durch die Prozessmodifikationen die Anisotropie mechanischer Bauteileigenschaften vermindert und die Reproduzierbarkeit von Bauteileigenschaften begünstigt werden kann.

Zuletzt werden die Ergebnisse bewertet. Dabei werden die Erkenntnisse im Hinblick auf die technische und wirtschaftliche Bedeutung der Prozessmodifikation eingeordnet. Es wird zusammengefasst, ob die Verarbeitung teilkristalliner Thermoplaste durch den entwickelten Prozess optimiert werden kann und die charakteristischen Verfahrensschwächen gemindert werden können.

Im Folgenden wird zunächst die entwickelte Versuchsanlage vorgestellt. Anschließend wird die Auslegung der Funktionsträger sowie deren Zusammenführung in die integrale Baugruppe des rotatorischen Druckkopfes dargestellt und erläutert.

4 Entwicklung des rotatorischen Druckkopfes

Da nach dem Stand der Technik keine FLM-Anlagen bekannt sind, die es ermöglichen, Prozessmodifikationen wie die lokale Erwärmung und Kühlung umzusetzen, ist eine Anlage entwickelt worden, welche die geforderte Prozesstechnik bereitstellt. Im Fokus dieses Kapitels steht die Entwicklung eines rotatorischen Druckkopfes, einer Versuchsanlage sowie der steuerungstechnischen Integration der Modifikationen in den FLM-Prozess. Zunächst wird die entwickelte Versuchsanlage beschrieben.

4.1 Entwicklung der Versuchsanlage

Zur empirischen Untersuchung der Forschungshypothese, dass sich die Verarbeitbarkeit teilkristalliner Thermoplaste durch den lokalen Wärmeein- und -austrag positiv beeinflussen lässt, wird ein geeigneter Versuchsstand benötigt. Dieser Versuchsstand muss grundsätzlich die Funktionalität einer üblichen FLM-Anlage aufweisen und um zusätzliche Prozesstechnik erweiterbar sein. Es ist eine kosteneffiziente Anlagenkinematik entwickelt worden, welche den Anforderungen des FLM-Prozesses gerecht wird und darüber hinaus Extrusionstechnik erhöhten Gewichts handhaben kann. Die Kinematik erlaubt dabei einen Ablageprozess mit vergleichbaren Positioniergenauigkeiten und -auflösungen verglichen mit üblichen Desktop FLM-Geräten.

Auch die erreichbaren Achsbeschleunigungen und -geschwindigkeiten entsprechen prozesstypischen Größenordnungen. Die Achsbeschleunigungen sind auf $1\,000\text{ mm s}^{-2}$ und die Achsgeschwindigkeiten auf 120 mm s^{-1} begrenzt worden. Um diese Anforderungen einzuhalten, finden leistungsstärkere Nema24-Antriebe teils mit Planetengetriebe, HTD-5M-Riemen und Profilschienenführungen Verwendung, vergleiche Abbildung 4.1. Um eine hohe Flexibilität in der Versuchsdurchführung zu erhalten und eine gute Zugänglichkeit der Anlagenkomponenten wie beispielsweise dem Druckkopf zu ermöglichen, ist ein bedruckbares Volumen mit den Abmaßen $400 \times 300 \times 350\text{ mm}$ vorgesehen worden.

Als Steuerung ist zunächst eine Computer Numerical Control (CNC) Open Source Software namens LinuxCNC verwendet worden. Diese Steuerung kann durch den Entwickler

auf unterschiedliche Anwendungsszenarien und Prozesse angepasst werden, sodass sie auch für 3D-Druck-Anwendungen konfiguriert werden kann [Lin22]. Die Erweiterung des FLM-Prozesses um zwei rotatorische Achsen hat eine Limitation der LinuxCNC aufgezeigt, welche den Wechsel zu einer anderen Steuerung notwendig gemacht hat.

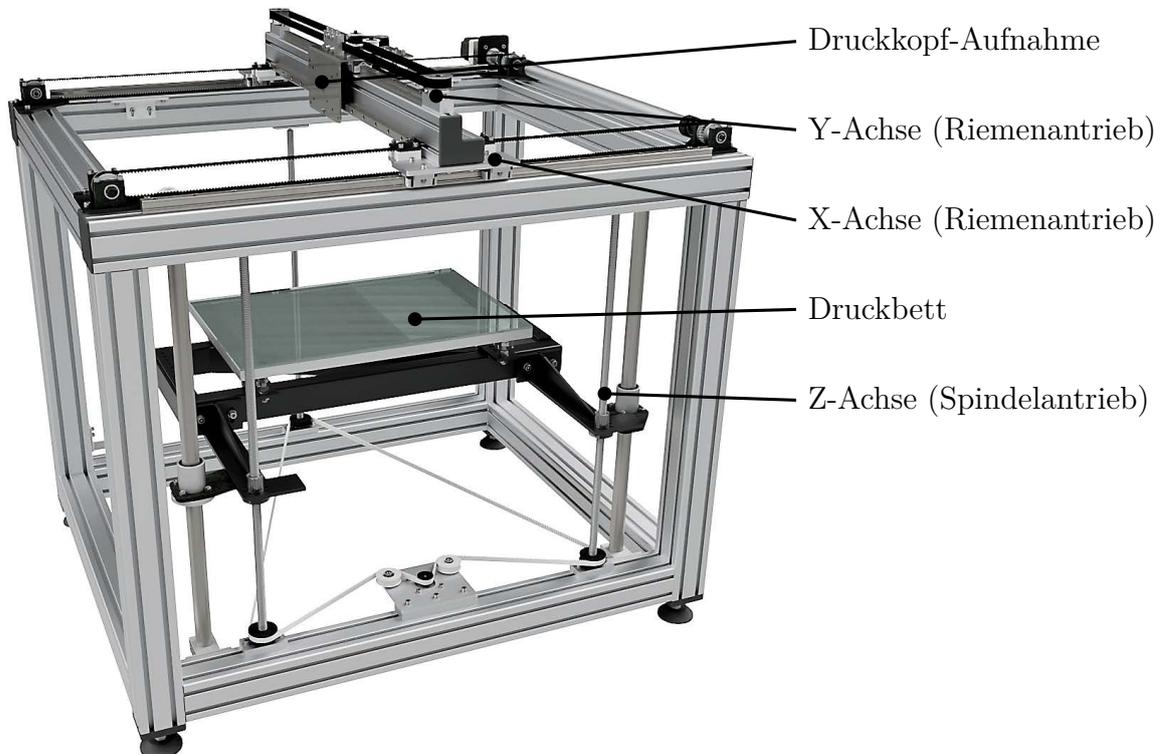


Abbildung 4.1: Kinematik der Versuchsanlage MiPe3D

Der Trajektorienplaner der LinuxCNC ermöglicht das Interpolieren von Bewegungen in drei Achsen. Werden zusätzliche Achsen eingebunden, kann kein Überschleifen zwischen einzelnen Bewegungssegmenten stattfinden, sodass die Steuerung nach jedem Bewegungssegment anhalten muss, ehe das nächste Segment angefahren werden kann. Diese Limitation führt zu einer erheblichen zeitlichen Ausdehnung des Druckprozesses sowie nicht tolerierbaren Qualitätseinbußen des Bauteils. Der intermittierende Prozesscharakter bedingt inhomogene Extrusionsergebnisse und regt die Anlagenkinematik zum Schwingen an.

Um dieses Problem zu lösen, ist eine konfigurierbare, PC-basierte Steuerungstechnik der Firma Beckhoff Automation GmbH & Co. KG in den Versuchsstand integriert worden. Softwareseitig wird dieses Steuerungssystem über die Anwendung TwinCAT 3 bedient. Diese Automatisierungssoftware ermöglicht die Entwicklung einer Echtzeitsteuerung, welche mehrere SPS-, NC-, Robotik- und CNC-Laufzeitsysteme parallel betreiben kann. Die verwendeten CNC-Laufzeitsysteme greifen dabei auf den ISG-Kernel der Firma ISG Industrielle Steuerungstechnik GmbH zurück, welcher über eine hoch entwickelte Bahn- und Geschwindigkeitsplanung verfügt und das Interpolieren zwischen bis zu 32 Achsen

ermöglicht. Sowohl der Industrie-PC, als auch sämtliche Steuerungs- und Softwarekomponenten sind echtzeitfähig und genügen den gängigen Industriestandards. Diese Auswahl der Automatisierungstechnik wird damit nicht nur dem Versuchsbetrieb der Anlage gerecht, sondern erfüllt auch grundsätzliche Voraussetzungen für die Übertragbarkeit dieser Technologie in die Industrie. [Bec23]

Um die Ergebnisse der empirischen Versuche auf handelsübliche Desktop FLM-Geräte übertragen zu können, orientieren sich die gewählten Extrusionsparameter an den verbreiteten Standards. Deshalb wird die Druckauflösung derart limitiert, dass ein Extrusionsdüsendurchmesser von 0,6 mm verwendet wird. Damit wird ein Kompromiss geschlossen zwischen der Vergleichbarkeit der Versuchsergebnisse einerseits zu Desktop-Geräten und andererseits zu industriellen Anlagen mit erhöhter Extrusionsleistung. Diese Einschränkung stellt eine wesentliche Anforderung an die Konstruktion dar, da von der Auflösung des Druckes die Dimensionierung und Genauigkeitsanforderungen an den rotatorischen Druckkopf abgeleitet werden.

4.2 Voruntersuchungen und Konzepte

Im Rahmen der Bearbeitung des Projektes MiPe-3D hat der Autor Konzepte und Entwürfe für die Funktionsträger der lokalen Erwärmung und Kühlung erarbeitet. In der konstruktionssystematischen Entwicklung konnte die Laserstrahlungsquelle als Lösungsprinzip für die lokal begrenzten Erwärmung des Substrats isoliert werden. Wie auch aus dem Stand der Technik in Kapitel 2.6 abzuleiten ist, erscheint die Laserstrahlung das einzige Prinzip zu sein, welches eine lokal gerichtete hohe thermische Leistungsdichte zur Erwärmung liefert. Anhand der kommerziell gut verfügbaren Laserröhren, -module und Faserlaser wurde abgeleitet, dass hohe Abmessungen und mechanische Anfälligkeiten eine statische Festlegung der Technik voraussetzen. Entsprechend ist das Modul am Anlagenrahmen festgelegt und der gebündelte Strahl des gewählten CO_2 -Lasers über Spiegel hin zum Druckkopf und, wie in Abbildung 4.2 dargestellt, auf das Substrat umgelenkt worden.

Mit dieser Strahlungsquelle sind die ersten Untersuchungen einer Vorwärmung des Substrates durchgeführt worden. Es hat sich gezeigt, dass sowohl die Konditionierung des Strahls als auch die Einstellung der resultierenden Laserleistung unzureichend genau waren. Kostenintensive Optiken, wie Linsen und Kollimatoren, sowie eine qualitativ höherwertige Strahlungsquelle wurden benötigt. Auch die Überführung der Vorwärmung in die zweidimensionale Prozessebene war ebenso wie im Stand der Technik aufgezeigt nicht möglich. Folglich wurde nach weiteren Prinziplösungen zur Vorwärmung des Substrats gesucht.

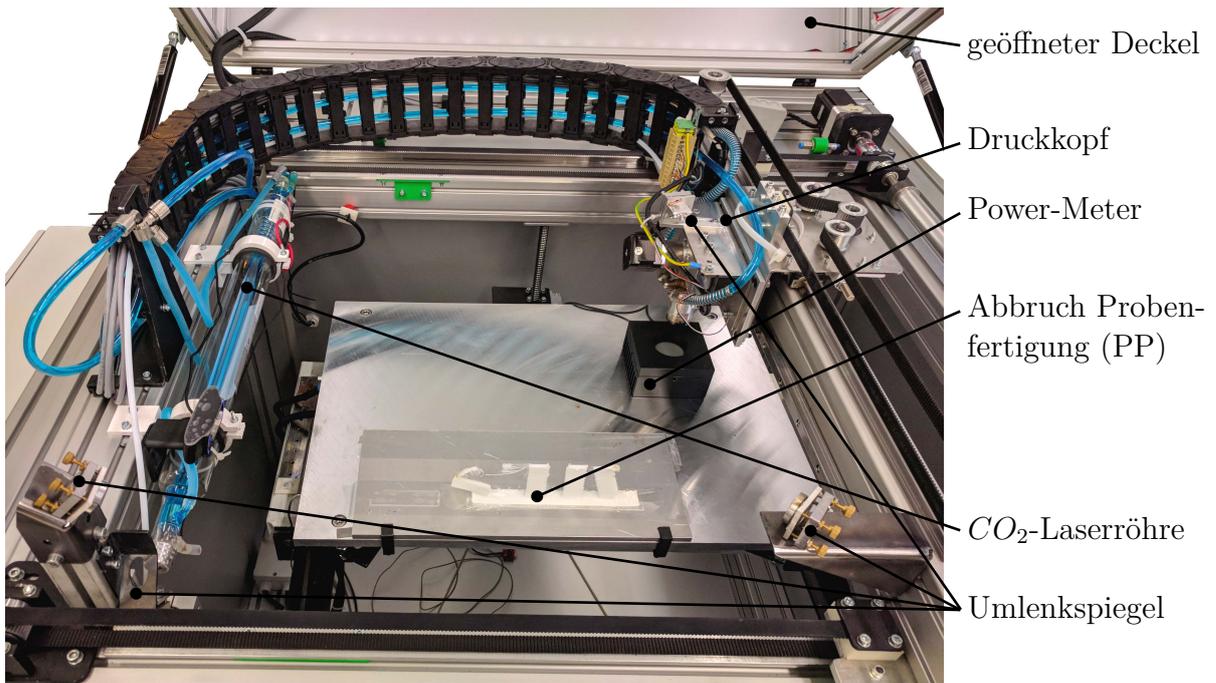
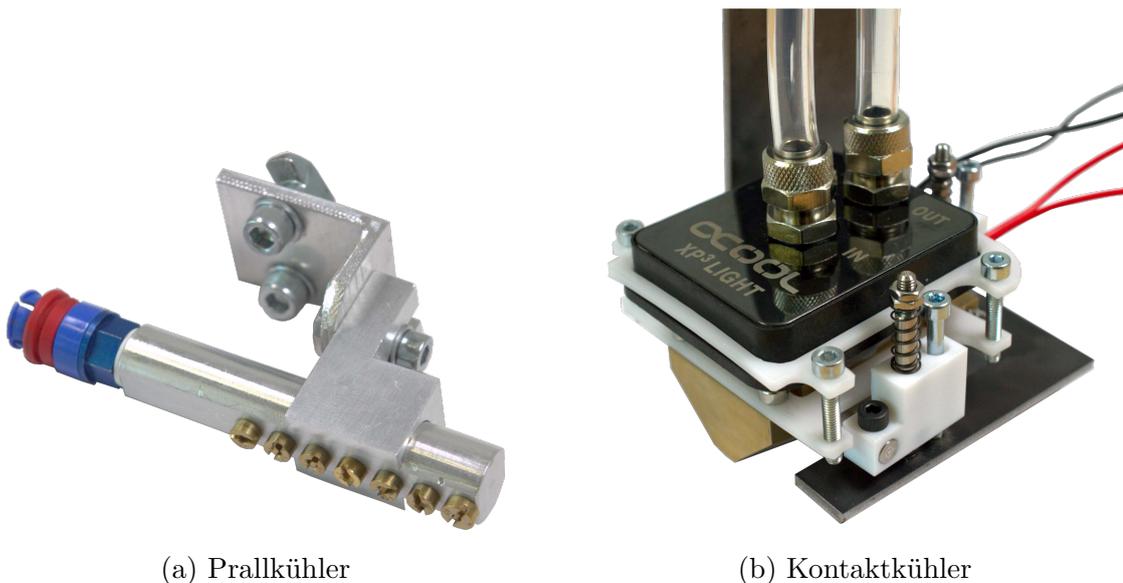


Abbildung 4.2: Anlagenkonzept mit CO_2 -Laserröhre und Umlenkspiegeln

Bezogen auf die Kühlung der abgelegten Bahn sind unterschiedliche Konzepte entwickelt worden. Im Rahmen der Bearbeitung hat der Autor diverse studentische Arbeiten betreut. In einer Bachelorarbeit ist ein Prallkühler untersucht worden. Dabei ist Druckluft über eine Reihe von konventionellen Vergaserdüsen, vergleiche Abbildung 4.3a, expandiert worden und als gerichtete Luftströmung auf die Bahn getroffen. Die Effektivität des Prallkühlers konnte hinreichend belegt werden [Bay19].



(a) Prallkühler

(b) Kontaktkühler

Abbildung 4.3: Kühlkonzepte der Voruntersuchungen

In einer weiteren betreuten studentischen Arbeit ist ein Kontaktkühler konstruiert worden. Es wurde das in Abbildung 4.3b entwickelte festkörperkontaktbasierte Peltier-Kühlsystem konstruiert und gefertigt [Fal19a]. Aufgrund der unzureichend genauen Zustellbarkeit des Systems und der hohen Kollisionsgefahr mit dem Bauteil ist dieses System gebaut und getestet, jedoch nicht im FLM-Prozess untersucht worden.

4.3 Konzeptionierung und Konstruktion des rotatorischen Druckkopfes

Da sowohl die Vorwärmung des Substrats als auch die Kühlung der abgelegten Bahn lediglich in einer Ablagerichtung untersucht werden konnte, bedurfte es eines ganzheitlichen Konzeptes, welches die Prozessmodifikationen im zweidimensionalen Prozessraum ermöglicht. Die Laserstrahlung erfüllt als einziges ermitteltes Lösungsprinzip die benötigten Anforderungen einer lokal stark begrenzten, gut steuerbaren und hohen Energiedichte. Die Kühlleistung des Druckluftkühlers kann mittels der Auswahl des Düsendurchmessers sowie des Leitungsdruckes gesteuert werden. Durch die erzwungene Konvektion der Prallkühlung wird, verglichen mit üblichen Bauteilkühlern, ein hoher Wärmeübergang erreicht, ohne eine mechanische Kontaktierung vorzusehen. Anlagenmodifikationen durch eine Absenkung der Kühllufttemperatur oder durch den Wechsel des Prozessgases (Flüssigstickstoff) erhöhen das Leistungsspektrum des Lösungsprinzips. Die gewählten Lösungsprinzipien zur Vorwärmung des Substrates und der Kühlung der abgelegten Bahn gehen, wie dargestellt, aus dem Stand der Technik und aus den Vorarbeiten hervor. Im Folgenden werden die Konzeptphasen und Entwurfsstadien des Konstruktionsprozesses bis zur finalen Ausarbeitung eines rotatorischen Druckkopfes dargestellt.

Konzeptionierung und Entwurf des rotatorischen Druckkopfes

Im Rahmen der durch den Autor betreuten Lehrveranstaltung „Konstruktionslehre 3“ ist zunächst ein Konzeptentwurf für eine Extrusionseinheit mit rotatorischer Druckluftkühlung erarbeitet worden [Gie+19]. Laserröhren, -module oder Faserlaser müssen fest montiert werden oder können aufgrund hoher Abmessungen, wie auch aus dem Stand der Technik in Kapitel 2.6 hervorgeht, nicht auf einem Druckkopf geführt werden. Folglich wurde als Anforderung die Nutzung einer statisch festgelegten Laserstrahlungsquelle vorausgesetzt. Eine anschließende Internetrecherche ergab, dass die Firma „Lasertack GmbH“ besonders kompakte Diodenlaser mit der Baureihenbezeichnung „Mikro Module“ anbietet. Unter dieser Voraussetzung ist die Bachelorarbeit mit dem Titel „Konstruktive Ausarbeitung einer rotatorischen Extrusionseinheit zwecks Führung ergänzender Prozesstechnik für ein modifiziertes FLM-Verfahren“ an Herrn Tobias Fallet vergeben worden [Fal19b]. Die im folgenden Unterkapitel 4.3 behandelte konstruktive Ausarbeitung baut auf genannter

Bachelorarbeit auf und wurde durch den Autor im Hinblick auf die technische Funktionalität und Montierbarkeit überarbeitet und schließlich fertigungsgerecht auskonstruiert.

Konstruktive Ausarbeitung des Druckkopfes

In Tabelle 4.1 sind Anforderungen an die Konstruktion des rotatorischen Druckkopfes aufgelistet, durch welche der konstruktive Aufbau des Druckkopfes begründet wird.

Die Zuführung des Filaments muss mit einer festen Orientierung erfolgen, da eine Rotation schnell zu einem Bruch des Kunststoffdrahtes und damit zum Prozessabbruch führen würde. Auch die elektrischen Leitungen für den Filamentantrieb und das Cold-End oder die fluidischen Leitungen zum Cold-End müssen fest orientiert werden, da diese das steife Filament führen. Erst im Hot-End erfolgt das Aufschmelzen des Kunststoffdrahtes. Die erweichte Schmelze erlaubt einen rotatorischen Freiheitsgrad, sodass das Hot-End ebenso wie dessen elektrischen Leitungen drehbar gelagert werden könnten.

Tabelle 4.1: Kinematische Anforderungen des rotatorischen Druckkopfes

Anforderungen	Freiheitsgrade
Zuführung des Filaments	fest orientiert
Elektrische Leitungen des Filamentantriebs	fest orientiert
Rotation des Lasers	rotatorisch
Rotation des Druckluftkühlers	rotatorisch
Elektrische Leitungen Hot-End	Freiheitsgrade wählbar
Elektrische Signale Hot-End-Temperatur	Freiheitsgrade wählbar
Elektrische Leitungen Laser	rotatorisch
Fluidische Leitungen Druckluftkühler	rotatorisch
Optionen	Freiheitsgrade
Fluidische Leitungen Cold-End	fest orientiert
Elektrische Leitungen Cold-End	fest orientiert

Sowohl das Lasermodul als auch der Druckluftkühler müssen um die Extrusionsdüse rotatorisch verfahren werden, um die Prozessmodifikationen in die zweidimensionale Prozessebene zu übertragen. Die eigentliche Extrusionseinheit bestehend aus Filamentführung, -vorschub, Cold-End und Hot-End muss nicht rotiert werden. Für die Extrusionseinheit und Funktionsträger (Lasermodul und Druckluftkühlung) müssen dabei die in Tabelle 4.1 aufgelisteten Informations-, Energie- und Stoffflüsse mit den zugeordneten Freiheitsgraden bereitgestellt werden. So müssen insbesondere die elektrischen und fluidischen Leitungen des Lasers und der Druckluftkühlung wie der jeweilige Funktionsträger einen rotatorischen Freiheitsgrad zulassen.

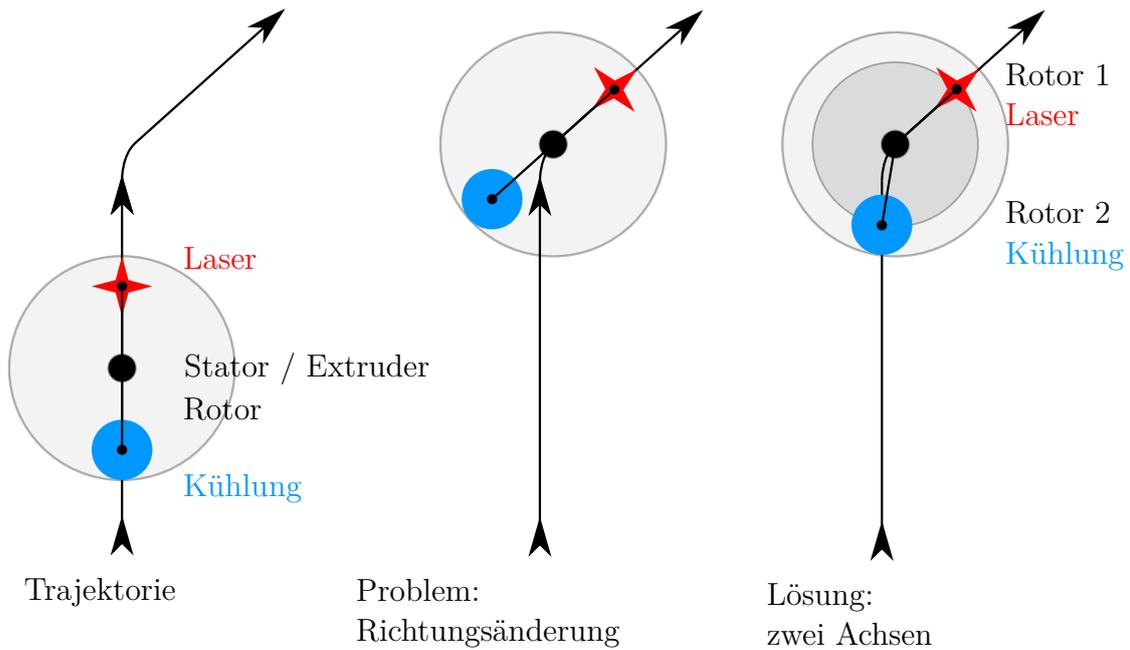


Abbildung 4.4: Veranschaulichung der Notwendigkeit zweier rotatorischer Achsen

Aus den Anforderungen erschließt sich, dass die Funktionsträger vorzugsweise um die feststehende Extrusionseinheit rotieren. Wie in Abbildung 4.4 veranschaulicht, können der Laser und die Kühlung dabei nicht auf einer rotatorischen Achse verfahren werden, wenn beide Funktionsträger der Trajektorie folgen sollen. In Abbildung 4.4 wird der Laser entlang einer Trajektorie geführt, sodass bei einer Umorientierung des Druckkopfes die Kühlung nicht korrekt nachgeführt wird. Folglich werden Laser und Kühlung auf zwei separaten rotatorischen Achsen geführt.

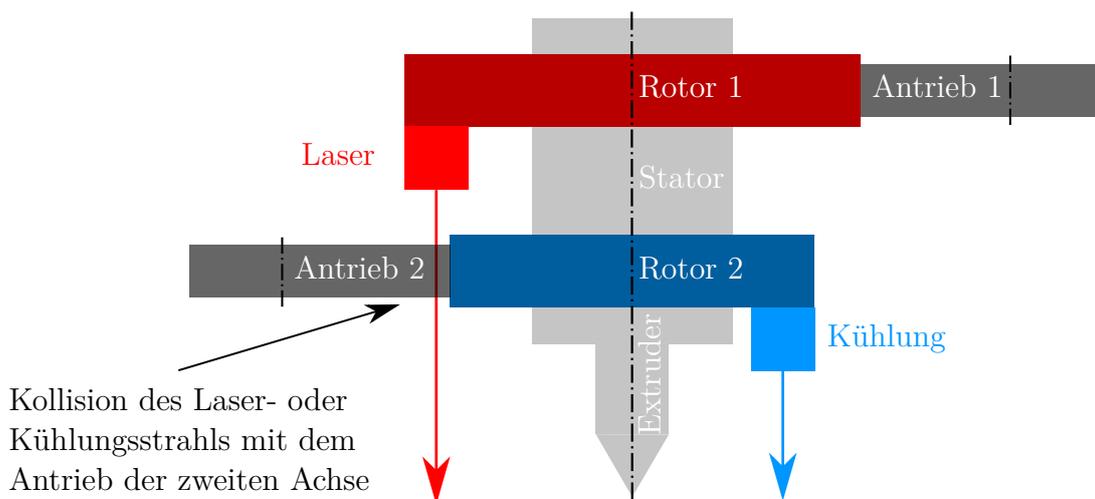


Abbildung 4.5: Triviale Achskonfiguration mit gelagerten Rotoren auf dem Stator

Abbildung 4.5 zeigt eine triviale Achskonfiguration für zwei von außen angetriebene rotatorische Achsen, welche koaxial zur Extruderachse angeordnet sind. Der von außen erfolgende Antrieb erschließt sich daraus, dass alternative Prinziplösungen, wie Ringmotoren oder innen angeordnete Schritt- oder Servomotoren entweder mit hohen Kosten oder einer erheblich steigenden Baugröße verbunden sind. Wie aus Abbildung 4.5 hervorgeht, bedingt die triviale Anordnung zweier rotatorischen Achsen auf dem Stator eine Kollision entweder des Lasers oder der Kühlung mit einem äußeren Antrieb.

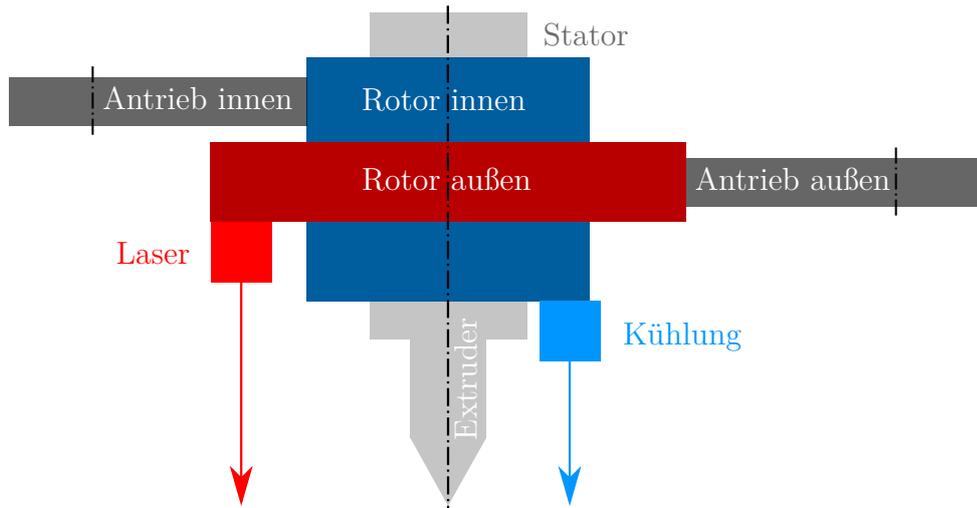


Abbildung 4.6: Achskonfiguration mit äußerem Rotor, welcher auf innerem Rotor gelagert wird

Werden die Rotoren nicht direkt auf dem Stator festgelegt, sondern als innen und außen liegende Rotoren vorgesehen, können beide Funktionsträger frei von Einschränkungen rotiert werden. Dabei wird der innenliegende Rotor, wie in Abbildung 4.6 dargestellt, durch den äußeren Rotor hindurchgeführt, sodass folglich der äußere Rotor auf dem inneren Rotor gelagert werden muss.

Mit dem Ziel, eine kompakte Bauform des rotatorischen Druckkopfes zu erhalten, wird eine innen liegende Zuführung von Stoff-, Energie-, und Informationsflüssen für die Funktionsträger für sinnvoll erachtet, da Zuleitungen von außen in größeren Baulängen und Breiten des Druckkopfes resultieren. Darüber hinaus kann über innenliegende Zuleitungen die Anzahl gefertigter Komponenten reduziert werden. In Abbildung 4.7 sind die notwendigen Stoff- und Energieflüsse des rotatorischen Druckkopfes skizziert. Da die Integration elektrischer Drehdurchführungen weniger Bauraum beansprucht und einen geringeren konstruktiven Aufwand vorweist, erscheint die Verlagerung des Lasers auf den äußeren Rotor als sinnvoll, da zwei Kupplungen zur Anbindung an den Stator vorgesehen werden müssen. Für den inneren Rotor muss zur Leitung des Kühlfluids folglich eine einzelne fluidische Drehdurchführung vorgesehen werden. Weitere Stoff- und Energieflüsse wie die Filamentzuführung,

die elektrische Beheizung, die Rückführung der Hot-End-Temperatur und der Kühlstrom des Cold-Ends gelten dem Extrusionsapparat und können durch den Stator geführt werden.

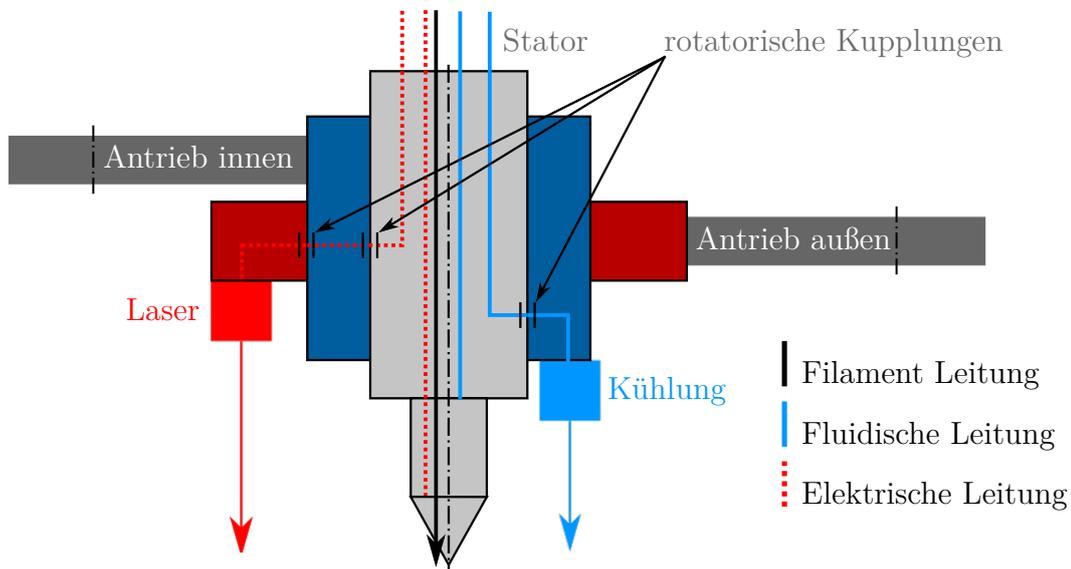


Abbildung 4.7: Stoff- und Energieflüsse des rotatorischen Druckkopfes

Folgend werden die Auslegung und Auswahl des Kühlkörpers sowie des Lasermoduls vorgestellt, ehe die konstruktive Integration in den rotatorischen Druckkopf dargestellt wird.

Kühlung

Wie im Kapitel 4.2 präsentiert worden ist, konnte ein kontaktbasiertes Kühlsystem nicht im Sinne der Anforderungen etabliert werden. Der vorgestellte Druckluftkühler hingegen ist erfolgreich getestet worden. Dabei zeichnet sich dieses Lösungsprinzip durch seinen einfachen konstruktiven Aufbau, gute Regelbarkeit und robuste Funktionsweise aus. Dadurch, dass das Kühlsystem nicht in mechanischen Kontakt mit der abgelegten Schmelze tritt, können geometrische Formabweichungen und Kollisionen zwischen Bauteil und Kühleinheit vermieden werden. Der in Abbildung 4.3a dargestellte Kühler wurde entwickelt, um das Funktionsprinzip der Prallkühlung hinsichtlich veränderlicher Prozessparameter und dessen Kühlungseffekt zu untersuchen. Es konnte gezeigt werden, dass eine signifikante Abkühlung auch mittels nur einer Druckluftdüse erreicht werden kann.

Im Hinblick auf den Einsatz auf einer rotatorischen Achse ist die Prallkühlung konstruktiv angepasst worden. Anstelle mehrerer Düsen wird eine einzige Düse mit einem Durchmesser von 0,6 mm eingesetzt. Wie in Abbildung 4.8b dargestellt, trifft der gerichtete Kühlluftstrom unter einem Winkel von 60° auf die abgelegte Bahn und wird entgegen der Prozessrichtung

abgelenkt. In Abbildung 4.8a ist die eingefräste Kontur zur Leitung des Kühlluftstroms abgebildet. Die Führung der Kühlluft ist derart umgesetzt, dass der Kühlluftstrom möglichst nah an der Düse auf den abgelegten Schmelzestrang trifft. Durch die anschließende Umlenkung des Kühlluftstroms soll sichergestellt werden, dass einerseits die Extrusionsdüse keine Auskühlung durch den Kühlluftstrom erfährt und andererseits der Luftstrom gerichtet entlang der zu kühlenden Bahn geführt wird. Über Langlöcher kann der Abstand des Kühlers zur Prozessebene mittels Fühlerlehrenband zugestellt werden.

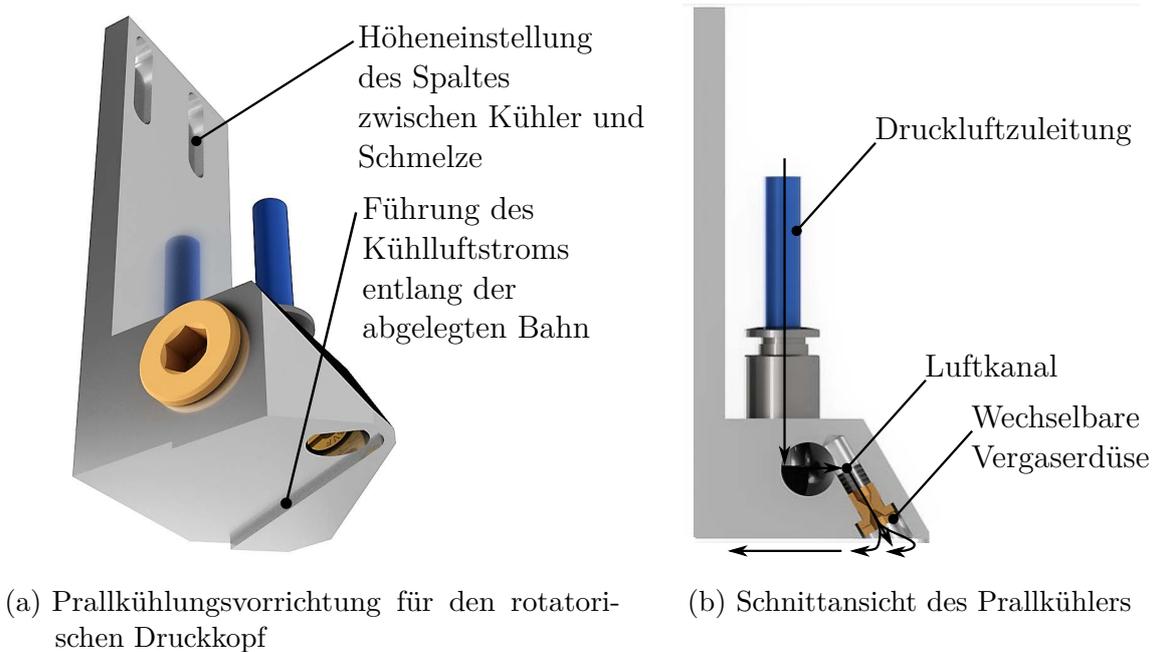


Abbildung 4.8: Konstruktive Umsetzung des Prallkühlers

Auslegung des Lasers

In dem folgenden Abschnitt wird die Auslegung und Auswahl des Lasermoduls als eines der zentralen Funktionsträger erläutert. Aus der vorausgegangenen Konzeptionierung geht hervor, dass eine Lasereinheit benötigt wird, welche möglichst mit dem Druckkopf bewegt werden kann. Die in der Laserschweißtechnik oft verwendeten CO_2 -Laserröhren ebenso wie Faserlaser und viele Diodenlasermodule erfüllen diese Voraussetzungen nicht. Die Auslegungsleistung des Lasers wird anhand der maximal verwendbaren Laserleistung festgelegt. Diese wird derart bestimmt, dass durch die Laserleistung maximal eine vollständige abgelegte Bahn aufgeschmolzen wird. Die der Berechnung zugrunde liegenden Werte sind in Tabelle 4.2 zusammengefasst und ergeben nach Gleichung 4.3 ([GB03]) eine für die Temperierung von PA12 auf 250°C benötigte Leistung P_L von 3,136 W. Da keine vollständige Strahlungsabsorption angenommen werden kann und zusätzliche Leistungsreserven durch die Strahlungsquelle vorhanden sein sollten, wird die Modulleistung auf mindestens 5 W abgeschätzt.

$$A_L = \frac{d_L^2 \cot \pi}{4} \quad (4.1)$$

$$\kappa_w = \frac{\lambda_w}{\rho_M c_M} \quad (4.2)$$

$$P_L = b_s h_s v_P \rho_M c_M (\theta_i - \theta_j) \quad (4.3)$$

Die Wahl ist auf ein Micromodul der Firma Lasertack GmbH aus Kassel, Deutschland gefallen. Mit einer optischen Leistung von bis zu 6 W genügt dieser Diodenlaser den Leistungsanforderungen. Die Wellenlänge des Lasers beträgt 445 nm und liegt damit im sichtbaren Spektrum. Diese Wellenlänge stellt einen Kompromiss dar, da die Volumenabsorption von Kunststoffen im Bereich des infraroten Spektrums sehr viel höher ist als im Bereich von 445 nm. Folglich könnte die elektromagnetische Strahlung durch das verwendete PA12 nicht in ausreichendem Maße absorbiert werden. Deshalb wird im Folgenden exemplarisch anhand von Laserschweißprozessen und insbesondere des Laserdurchstrahlschweißens (engl. through transmission laser welding) (TTLW)-Verfahrens aufgezeigt, wie diese Laserdiode einer Wellenlänge von 445 nm trotz hoher Transparenz gegenüber den verwendeten Kunststoffmaterialien eingesetzt werden kann.

Tabelle 4.2: Auslegungsparameter

<i>Parameter</i>	Wert
<i>Breite der abgelegten Bahn b_s</i>	0,75 mm
<i>Höhe einer abgelegten Bahn h_s</i>	0,3 mm
<i>Ausgangstemperatur des Substrats θ_i</i>	297,15 K
<i>Zieltemperatur des Substrats θ_j</i>	527,15 K
<i>Prozessgeschwindigkeit v_P</i>	25 mm s ⁻¹
<i>Fokusedurchmesser (Laser) d_L</i>	0,75 mm
<i>Fläche des Laserspots (Laser) A_L</i>	0,567 mm ²
<i>Abstand vom Fokuspunkt des Lasers (Laser-Düse l_L)</i>	2 mm
<i>Annahme für Laserleistung P_L</i>	2 W
<i>Wärmestromdichte \dot{q}_0 (bezogen auf A_L, P_L)</i>	~3,525 W mm ⁻²
<i>Wärmeleitkoeffizient λ_w</i>	0,23 W m ⁻¹ K ⁻¹ [Dom13]
<i>Temperaturleitwert κ_w</i>	9,56 · 10 ⁻⁸ m ² s ⁻¹
<i>Dichte von PA12 ρ_M</i>	1 010 kg m ⁻³ [ARK21]
<i>Wärmekapazität von PA12 c_M</i>	2 400 J kg ⁻¹ K ⁻¹ [Dom13]

Laserschweißen von Kunststoffen Bei dem TTLW-Verfahren werden zwei Kunststoffkomponenten unter Einbringung von Laserleistung zu einem Bauteil verschweißt. Eine Komponente zeichnet sich durch hohe Transparenz für die gewählte Laserwellenlänge aus und wird durchstrahlt, während die andere Komponente die Strahlung möglichst

vollständig absorbiert. So wird die Nahtstelle erwärmt und die Bauteile unter definiertem Anpressdruck verschweißt. Von diesem gut erforschten und industriell relevanten Verfahren lassen sich wichtige Randbedingungen für die vorliegenden Untersuchungen ableiten, da insbesondere die Wechselwirkungen von Polymerwerkstoffen und Laserstrahlung für das TTLW von hoher Relevanz sind.

Die meisten natürlichen Polymere weisen in den Wellenlängenbereichen des UV-A-Bereichs, des sichtbaren Lichts und des nahen Infrarotbereichs (zwischen 350 und 1400 nm) eine hohe Transparenz gegenüber elektromagnetischer Strahlung auf. Die morphologische Struktur teilkristalliner Thermoplaste führt dazu, dass in das Material einfallende Strahlung wiederholend gebrochen wird. Dadurch wird gerichtete Laserstrahlung mit zunehmender Eindringtiefe diffuser und deren Intensität nimmt ab, wodurch die verschweißbare Materialstärke erheblich limitiert wird. Für den TTLW-Prozess werden in der Regel Nd:YAG-Laser, Faserlaser oder Laserdioden im Wellenlängenbereich zwischen 800 und 1100 nm verwendet [Ach20]. Laser kürzerer Wellenlängen finden weniger Verwendung, auch weil diese nicht in den benötigten Leistungen gebaut werden können [GB03]. In Forschungsprojekten konnten mit einem Nd:YAG-Laser der Wellenlänge 532 nm jedoch gute Ergebnisse erzielt werden [Am +17; Tor+11]. Damit die Strahlung durch die zweite Komponente absorbiert werden kann, wird der Kunststoff mit einem Füllstoff oder Additiv versetzt, um dessen optische Eigenschaften zu verändern. Schwarzer Kohlenstoffruß stellt dabei den meist verwendeten Farbstoff dar. Schon ein Zuschlag von 0,03 % kann sichtbares Licht bei einer Materialstärke von 0,5 mm vollständig absorbieren. Ein hoher Anteil des Farbstoffs resultiert in einer reinen oberflächlichen Erwärmung mit hoher Temperaturspitze. Niedrige Konzentrationen hingegen erlauben eine tiefere Erwärmung des Materials mit niedrigeren Temperaturgradienten. [GB03]

Um eine hohe Strahlungsabsorption zu erreichen, wird in dieser Arbeit ein mit Kohlenstoff-füller (Masterbatch) gefärbtes PA12 verwendet, vergleiche Kapitel 2.2.2. Der relativ hohe Kohlenstoffanteil lässt erwarten, dass die Strahlung in hohem Maße an der Materialoberfläche absorbiert wird. Zur Abschätzung, ob das ausgewählte Lasermodul die gewünschte Aufschmelzung der Materialoberfläche unter der Annahme einer vollständigen Oberflächenabsorption ermöglicht, werden zusätzlich unterschiedliche Ansätze zur Abschätzung der zu erwartenden Oberflächentemperaturen und Laserleistungen verwendet. Für Laserschweißprozesse lässt sich die Temperaturverteilung einer Schweißnaht bei kontinuierlicher und vollflächiger Strahlungsexposition durch den von Carslaw und Jaeger beschriebenen Zusammenhang in Gleichung 4.4 gut annähern [GB03; CJ59]. Für Gleichung 4.4 ergibt sich in einer Materialtiefe x von 0,1 mm nach Überfahrt des Laserfokuspunktes und Annahmen aus Tabelle 4.2 eine Temperatur θ_j von 147,67 °C.

$$\theta(x, t) = \theta_i + \frac{2 \cdot \dot{q}_0}{\lambda_w} \left[\sqrt{\frac{\kappa_w \cdot t}{\pi}} \cdot \exp\left(-\frac{x^2}{4 \cdot \kappa_w \cdot t}\right) - \frac{x}{2} \cdot \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{\kappa_w \cdot t}}\right) \right] \quad (4.4)$$

Anders ist das Modell von Rosenthal aufgebaut, mit welchem sich die Temperaturverteilung eines semi-infiniten Körpers abbilden lässt, über den sich eine bewegliche Wärmequelle mit konstanter Geschwindigkeit bewegt. Die Wärmequelle ist in diesem Modell auf eine infinitesimale Fläche fokussiert, vergleiche Gleichung 4.6 [GB03; Ros46] und die relativen Bezugskordinaten Gleichung 4.5. Es handelt sich dabei um eine quasi-statische Betrachtung des Laserschweißprozesses. Der Laserstrahl fährt über die Oberfläche und erwärmt diese. Dabei wird die Strahlung in einem Punkt auf der Oberfläche absorbiert, was eine theoretisch unendlich hohe Temperatur im Punkt der Strahlungsexposition bedingt. Je weiter der Strahl sich vom betrachteten Punkt entfernt, je fortgeschrittener ist der Wärmeleitungsprozess in das Volumen. Für den Punkt der Extrusionsdüse ergibt sich nach Strahlenexposition aus der Rechnung eine Oberflächentemperatur von 711,98 °C. Wird ein Punkt 5 mm hinter dem Laserstrahl berechnet, verringert sich die Temperatur auf 296,79 °C. Zu dieser Überschlagsrechnung ist anzumerken, dass die Annahme einer vollständigen oberflächlichen Absorption in einem infinitesimalen Punkt getroffen wird. Die Laserstrahlungsquelle in dieser Arbeit wird gezielt defokussiert, sodass von geringeren Maximaltemperaturen ausgegangen werden kann.

$$w(t) = x_l - v_P t \quad \text{und} \quad r(t) = \sqrt{w(t)^2 + y^2 + z^2} \quad (4.5)$$

$$\theta(t) = \theta_i + \frac{P_L}{2\pi\lambda_w r(t)} \exp\left(\frac{-v_P}{2\kappa_w}(w(t) + r(t))\right) \quad (4.6)$$

Die Überschlagsberechnungen zeigen auf, dass ohne weitere Kenntnis über die Strahlungsverteilung über den Querschnitt des Laserfokuspunktes und das Absorptionsverhalten des eingefärbten PA12 keine abschließende analytischen Abschätzungen der Laserleistung beziehungsweise der zu erwartenden Oberflächentemperaturen möglich sind. Die Abschätzungen lassen dennoch darauf schließen, dass die maximal verfügbare Laserleistung des gewählten Laser-Micromoduls zur Vorwärmung des Substrats ausreicht, sodass eine Auswahl erfolgen kann. In Kapitel 5.2.3 kann daran anschließend die Festlegung des Parameterbereichs der Laserleistung mittels praktischer Versuche erfolgen.

Das gewählte Lasermodul zeichnet sich besonders durch eine kompakte Bauweise aus und verspricht aufgrund der integrierten Peltier-Kühlung und Temperaturregelung eine hohe Haltbarkeit. Wird der Bereich zulässiger Betriebstemperaturen überschritten, wird das Modul ausgeschaltet, um einen Schaden an der Diode zu verhindern. Die Temperatur- und Leistungsregelung übernimmt das in Abbildung 4.9 dargestellte Treibermodul. Der Fokus

des Lasers kann über das Ein- oder Ausschrauben der Optik mit einem Schraubendreher eingestellt werden. Die Einstellung und Kalibrierung des Lasermoduls wird im Kapitel 5.1.3 behandelt. [Las23b]



Abbildung 4.9: Treibermodul der Laserdiode [Las23b]

Auskonstruierter Prototyp des rotatorischen Druckkopfes

Abbildung 4.10 zeigt den rotatorischen Druckkopf in der Schnittansicht. Aus dem hohen Funktionsumfang gekoppelt mit der geforderten Kompaktheit des rotatorischen Druckkopfes ergibt sich ein integrale Bauweise mehrerer Komponenten. Der Stator (in grau gehalten) stellt den Kern der Konstruktion dar und ist über den Anschlussdeckel fest mit der dreiachsigen Kinematik der FLM-Anlage verschraubt. Über diesen Anschlussdeckel wird der Druckkopf mit der Anlage gekoppelt. So umfasst er die Anschlüsse für das Filament, die Druckluft und den Kühlwasserkreislauf. Außerdem werden die elektrischen Versorgungs- und Signalleitungen des Extruders, der Heißkanaldüse und des Lasermoduls angeschlossen.

Auf dem Stator wird die erste rotatorische Achse (blau) als Träger für die Kühleinheit mittels einer Fest-Los-Lagerung gelagert. Diese Lagerung ermöglicht einerseits eine gute Montierbarkeit der Einheit und kompensiert andererseits inhomogene thermische Ausdehnungen der Konstruktion. Wie bereits nach dem Konzept in Abbildung 4.6 dargestellt, wird der äußere Rotor (rot) auf dem inneren Rotor schwimmend gelagert. Dabei ist auf Sonderbauformen von Lagern verzichtet worden, da überdimensionierte Rillenkugellager allen Anforderungen gerecht werden und in die Riemenscheibe integriert werden konnten. Beide Rotoren verfügen über eine Riemenscheibe, welche über Nema24-Motoren und einen passenden HTD-5 Riemen angetrieben werden.

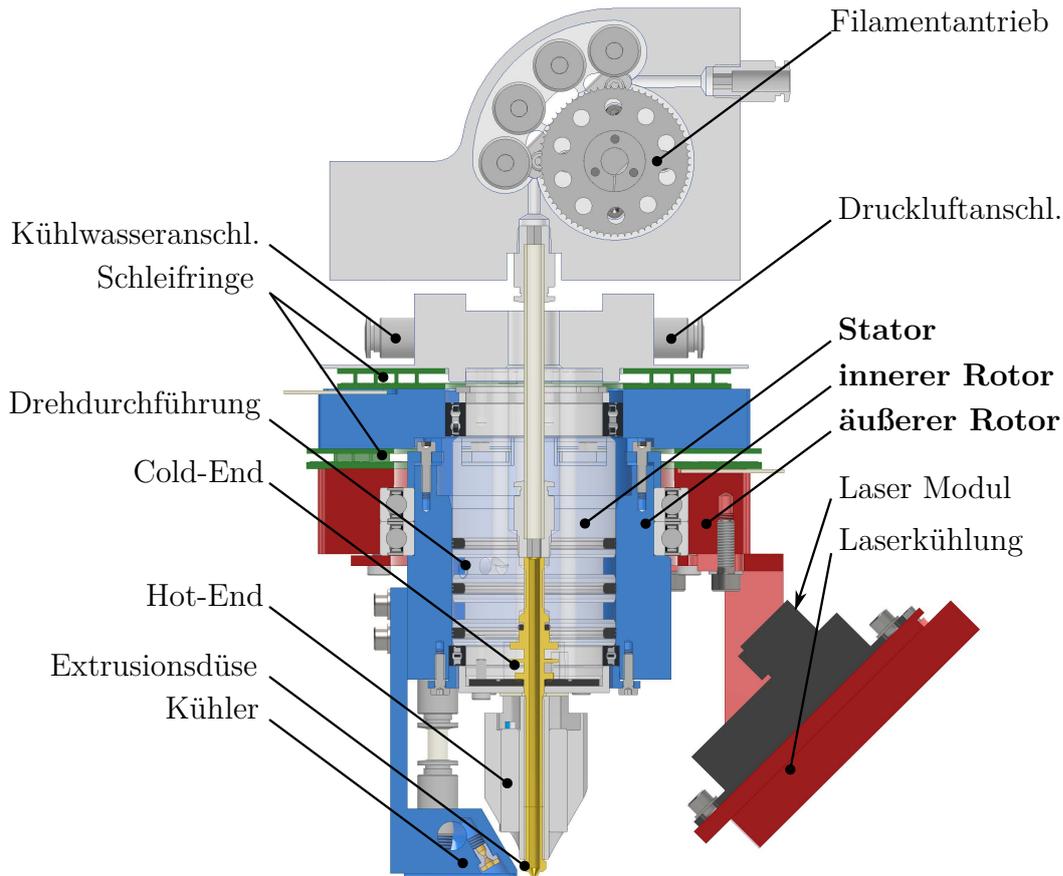


Abbildung 4.10: Schnittansicht des rotatorischen Druckkopfes. Der innere Rotor mit der Kühleinheit ist blau, während der äußere Rotor mit der Lasereinheit rot dargestellt ist. Beide Rotoren sind koaxial zum Stator (grau) angeordnet.

Das Kühlwasser wird über Kanäle innerhalb des Stators, wie in Abbildung 4.11a zu erkennen, bis hin zur Heißkanaldüse geleitet, um das Cold-End zu kühlen und den notwendigen hohen Temperaturgradienten am Übergang zwischen Hot-End und Cold-End sicherzustellen. Dabei stellt die Abdichtung des Kühlsystems gegenüber den verbleibenden Komponenten eine Herausforderung dar. Die Kühlluft wird ebenfalls über innenliegende Kanäle zur radialen Drehdurchführung zwischen dem Stator und dem inneren Rotor geführt. Diese wurde derart konstruiert, dass im Stator eingebrachte radiale Nuten, vergleiche Abbildungen 4.10 und 4.11a, mittels Spezialdichtungen (Turcon®Roto Glyd Ring®TG4100480-T10N) der Firma Trelleborg gegenüber der geschliffenen zylindrischen Innenfläche des Rotors abgedichtet werden. Über radiale Bohrungen im Rotor kann so eine rotatorische Führung der Druckluft sichergestellt werden. Im Rahmen der Konstruktion wurde außerdem sichergestellt, dass weitere Prinzplösungen für die Kühlung mit dem rotatorischen Druckkopf umgesetzt werden können. Entsprechend ist neben dem Vorlauf für ein offenes Druckluftkühlsystem ein Rücklauf für ein geschlossenes Kühlsystem vorgesehen worden. Dabei wurde insbesondere bei der Auswahl der Dichtungen (NBR / PTFE) die Kompatibilität mit Kühlfluiden berücksichtigt.

Das Lasermodul ist mit einer Halterung direkt auf die Riemenscheibe montiert. Zur Versorgung des Moduls werden zwei Leitungen für die Laserdiode, zwei Leitungen für die Versorgung des Peltier-Elements sowie zwei Sensorleitungen für das Widerstandsthermometer benötigt. Um diese Leitungen über die rotatorischen Achsen zu verbinden, sind individuell angefertigte Schleifkontakt-Drehdurchführungen, in Abbildung 4.10 grün hervorgehoben und in Abbildung 4.11b ebenfalls erkennbar, ausgelegt worden. Dabei führen sechs Leitungen bis auf den äußeren Rotor und acht Leitungen auf den inneren Rotor, sodass beispielsweise ein zusätzliches Thermometer zur Überwachung oder ein Peltierelement zur Kühlung des Kühlers auf dem inneren Rotor betrieben werden kann. Die herausgeführten Leitungen sind an dem vormontierten Druckkopf in Abbildung 4.11b gut erkennbar.

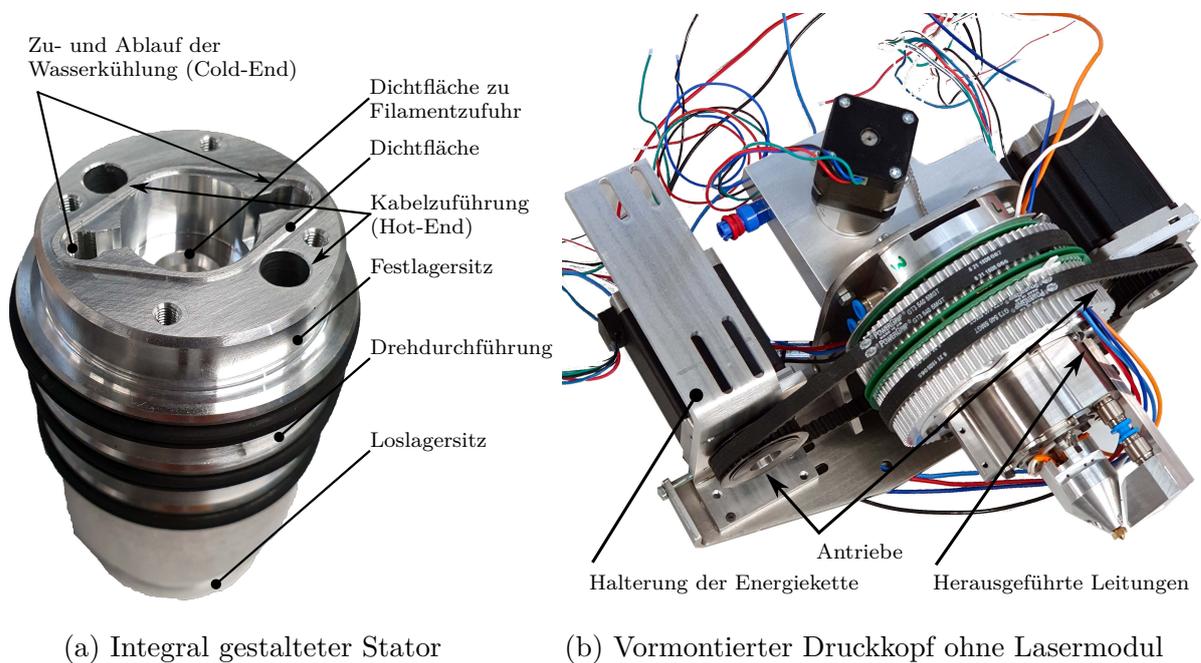


Abbildung 4.11: Komponenten des rotatorischen Druckkopfes

In Abbildung 4.12 ist der entwickelte rotatorische Druckkopf einschließlich der Laservorwärmung und nachgelagerter Luftkühlung abgebildet. Der helle Fleck direkt neben der Düsen Spitze lässt den reflektierenden Laserstrahl auf dem Bauteil erkennen. Ein Spektralfilter schützt die Webcam vor intensiver Reflexionsstrahlung des Lasers. Sowohl der Laser als auch die Kühlung folgen dem Ablagepfad des konventionell erstellten G-Codes. Im Folgenden wird erläutert, wie die dazu nötigen Steuerbefehle der rotatorischen Achsen generiert werden.

Softwaretechnische Entwicklung

Eine FLM-Anlage wird in der Regel über einen G-Code gesteuert. Der G-Code beinhaltet alle Befehle, die zur Steuerung des Fertigungsprozesses benötigt werden. Bewegungsbefehle

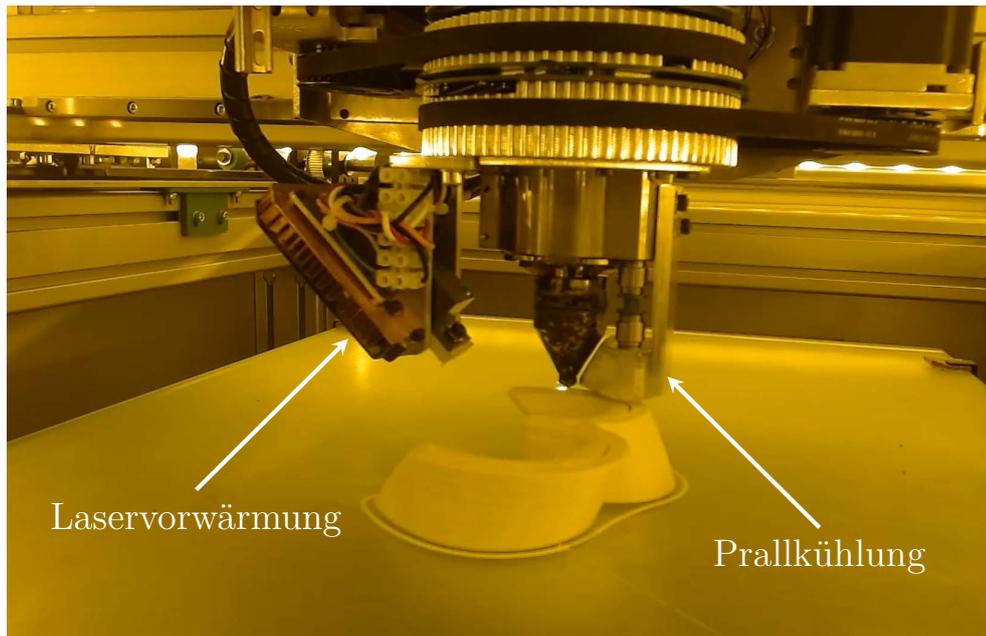


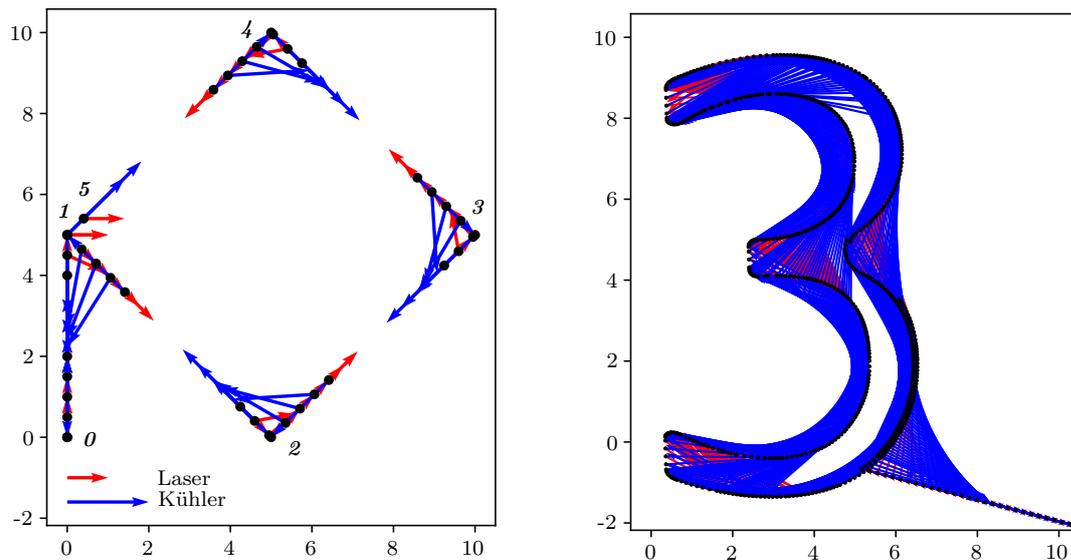
Abbildung 4.12: Foto aus dem laufenden FLM-Prozess mit aktiviertem Laser und Kühlung.

(G-Befehle) beinhalten dabei in der Regel die Zielkoordinaten sowie eine Vorschubgeschwindigkeit. Über M-Befehle wird die Peripherie, wie Heizelemente, gesteuert und Parameter übergeben. Je nach Firmware der FLM-Anlage können die Befehle voneinander abweichen.

Ein vorhandenes CAD-Modell eines Bauteils kann mittels einer Slicing-Software prozessgerecht in Schichten und schließlich einzelne Bahnen aufgeteilt werden. Dabei werden unter Berücksichtigung von Slicingparametern umfangreiche Optimierungsalgorithmen angewendet, die eine bestmögliche Ablagestrategie liefern. Anschließend generiert die Slicingsoftware einen Maschinencode, der die Ablage der einzelnen Bahnen abbildet.

In einer Slicing-Anwendung sind in der Regel Profile hinterlegt, um den G-Code passend für die jeweilige konventionelle FLM-Anlage auszugeben. Im Falle der in dieser Arbeit entwickelten Anlage wird die CNC-Software TwinCAT3 verwendet, welche typischerweise nicht im 3D-Druck eingesetzt wird. Entsprechend muss ein Postprozessor programmiert werden, welcher einen konventionellen G-Code für die Anlage interpretierbar macht. Dieses Postprocessing kann innerhalb der Slicing-Software Cura umgesetzt werden, sodass keine aufwändige Programmierung nötig ist.

Im konventionellen FLM-Verfahren wird der Druckkopf in drei Raumrichtungen verfahren, um das dreidimensionale Bauteil zu generieren. Für das in dieser Arbeit behandelte modifizierte FLM-Verfahren müssen zwei zusätzliche rotatorische Hilfsachsen einerseits für den Kühler und andererseits für das Lasermodul angesteuert werden. Diese zusätzlichen Steuerbefehle werden durch konventionelle Slicing-Anwendungen entsprechend nicht generiert und können durch ein slicerinternes Postprocessing nicht umgesetzt werden, sodass ein separater Postprozessor programmiert werden muss. Die Steuerbefehle der rotatorischen Hilfsachsen müssen dabei mit den Steuerungsbefehlen der Raumachsen abgestimmt sein.



- (a) Rautengeometrie als Codebeispiel. Rote Pfeile symbolisieren den Laser, blaue Pfeile den Kühler. Interpolierte Bahnpunkte sind schwarz dargestellt.
- (b) Codebeispiel einer komplexeren Bahnkontur mit höherer Auflösung

Abbildung 4.13: Visualisierte modifizierte Codebeispiele

In Abbildung 4.13a ist als Beispiel eine Rautengeometrie dargestellt. Der konventionelle G-Code für diese Rautengeometrie besteht aus sechs G-Befehlen, in welchen jeweils eine x- und eine y-Koordinate vorgegeben werden. Im Falle der Laservorwärmung und der anschließenden Kühlung der Bahn muss jedoch sichergestellt werden, dass sowohl der Laser als auch der Kühler stets der Bahngeometrie folgen. Bei einer Fahrt durch eine Ecke, beispielsweise durch den Punkt 4, vergleiche Abbildung 4.13a, muss die Rotationsachse des Lasers sich bereits drehen (rote Pfeile), ehe der Punkt vier erreicht ist. Ebenso dreht sich die Achse der Kühlung (blaue Pfeile) nach der Durchfahrt der Ecke weiter, um der Bahngeometrie zu folgen.

Dieses Problem lässt sich konkret umformulieren. Sobald ein anzufahrender Punkt innerhalb des Wirkradius des Lasers liegt oder ein angefahrener Punkt innerhalb des Radius

des Kühlers liegt, müssen die jeweiligen Achsen eine Drehbewegung ausführen. Der programmierte Postprozessor ist derart aufgebaut, dass der vorhandene G-Code mit einer prozessgerechten Auflösung, beispielsweise 0,05 mm, interpoliert wird. Für die interpolierten Punkte des Pfades werden Schnittpunktberechnungen zwischen den Wirkradien des Lasers und der Kühlung mit dem Maschinenpfad durchgeführt. Anschließend werden die Winkel zwischen interpoliertem Punkt und Schnittpunkt bestimmt. Für Punkte, die gegenüber dem vorherigen Bahnpunkt eine Winkeländerung aufweisen, wird eine Zeile im G-Code ergänzt, andere werden verworfen. Abbildung 4.13a zeigt die ergänzten schwarzen Punkte für eine grob gewählte Auflösung. Infolge des geringeren Wirkradius des Lasers (rote Pfeile) erscheinen wenige interpolierte Punkte gegenüber dem Kühler (blaue Pfeile).

In Abbildung 4.13b ist der ergänzte G-Code für größere Wirkradien und eine höhere Auflösung abgebildet. Die Nachführung des Lasers und der Kühlung erfolgt entsprechend mit hoher Genauigkeit. Zusätzlich ist der Postprozessor um diverse Funktionen ergänzt worden, um Ein- und Ausschaltvorgänge des Lasers und der Kühlung sowie die exakte Materialeextrusion steuern zu können. Im Falle von Travel-Bewegungen müssen der Laser und die Kühlung deaktiviert werden, um einen stabilen Fertigungsprozess zu ermöglichen, was über die Retract und Reretract Bewegungen synchronisiert wird. Die prozessgerechte Steuerung des Lasers stellt dabei bezogen auf die Brandgefahr eine sicherheitsrelevante Funktion dar.

Da die Abbildung von Kreis- und Freiformgeometrien konventionell mittels linearer Interpolation durchgeführt wird, werden für solche große G-Code-Dateien erwartet. Durch die Ergänzung der rotatorischen Achsen werden G-Codes auch für lineare Bewegungen um ein Vielfaches an Koordinatenpunkten ergänzt, was eine erhebliche Vergrößerung der Datenmengen zur Folge hat. In der praktischen Anwendung sind abhängig von der Auflösung und den Wirkradien der beiden Achsen Faktoren zwischen 2 und 100 erreicht worden.

Der programmierte Postprozessor dient zur Erweiterung konventioneller G-Codes für das FLM-Verfahren und wurde hinsichtlich seiner Leistung und Exaktheit keiner abschließenden Optimierung unterzogen. Durch das Skript ist die Übertragbarkeit hinsichtlich der Nutzung der Laservorwärmung und Kühlung im FLM-Prozess gegeben. Folglich können typische FLM-Bauteile mit dem modifizierten Verfahren produziert werden.

Für die praktische Versuchsdurchführung ist dieser Postprozessor nicht eingesetzt worden, da Skripte entwickelt wurden, welche bereits optimierte G-Codes für die Produktion von Probengeometrien unter Berücksichtigung der rotatorischen Achsen generieren. Ein Postprozessing ist in diesem Fall obsolet.

5 Versuchsdurchführung

Das formulierte Ziel dieser Arbeit ist es, mittels empirischer Untersuchungen das Potential der in Kapitel 3 vorgestellten Prozessmodifikationen im Hinblick auf die Verarbeitung teilkristalliner Thermoplaste im FLM-Verfahren abzubilden. Dazu wird der Einfluss dieser Modifikationen auf ausgewählte Zielgrößen hergestellter Probenbauteile untersucht. Vorweggegriffen betrifft das die Effekte einerseits der Vorheizung durch Laserstrahlung und andererseits der Kühlung mittels Druckluft auf die Ausprägung des Lagenverbunds und des Bauteilverzugs. Die Planung und anschließende Durchführung wird unter Zuhilfenahme von Methoden der statistischen Versuchsplanung durchgeführt. Diese etablierten Methoden bedingen ein strukturiertes Vorgehen und stellen sicher, dass die Untersuchung bestmögliche Ergebnisse bei erhöhter Effizienz liefert.

Zunächst wird das vorliegende Versuchssystem im Sinne der Versuchsplanung analysiert. Dabei werden die Systemgrenzen sowie relevante ein- und austretende Stoff-, Energie- und Informationsflüsse aufgezeigt. Konstante und variable Einflussgrößen sowie mögliche Störgrößen werden identifiziert und zugeordnet. Konstante Einflussgrößen müssen auf einen Wert festgelegt und der Einfluss von Störgrößen minimiert werden. Auf dieser geschaffenen Grundlage wird ein Versuchsplan erstellt. Im Rahmen der Versuchsvorbereitung werden Ausgangsmaterialien konditioniert, Prüfstrategien eruiert, Messmittel und -verfahren geprüft und Anlagenkomponenten eingestellt oder kalibriert. Die gefertigten Probekörper werden nach der Durchführung kontrolliert, vermessen und teilweise zerstörend geprüft. Anschließend werden die Ergebnisse in Kapitel 6 unter Zuhilfenahme der Software JMP der Firma SAS Institute GmbH (Software zur statistischen Datenanalyse) analysiert und ausgewertet, worauf abschließend die Diskussion und Einordnung der ermittelten Zusammenhänge zwischen unabhängigen und abhängigen Variablen erfolgt.

Im folgenden Kapitel wird die geschilderte Versuchsdurchführung detailliert dargestellt und bearbeitet. Im Abschnitt 5.1 wird dazu zunächst das Versuchssystem analysiert und die notwendigen Grundlagen der statistischen Versuchsplanung im Hinblick auf die vorliegende Arbeit eingeführt. Zur Vertiefung der Inhalte zur statistischen Versuchsplanung sei an dieser Stelle auf die umfassende Fachliteratur beispielsweise von Siebertz, van Bebber, Hochkirchen oder Kleppmann verwiesen. [SvH17; Kle16]

5.1 Versuchssystem

Die Definition eines Versuchssystems stellt einen elementaren Schritt zum Erreichen eines übergeordneten Untersuchungsziels dar. In einem ersten Schritt wird das Versuchssystem als *Blackbox* mit allen ein- und austretenden Stoff-, Energie- und Informationsflüssen erstellt, vgl. Abbildung 5.1. Diese Abstraktion erlaubt eine stark vereinfachte Betrachtung des Systems.

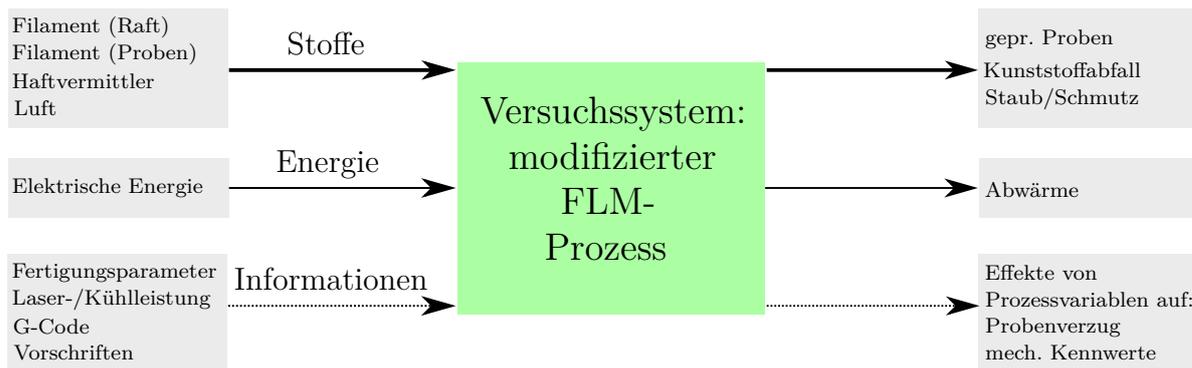


Abbildung 5.1: Blackbox des Versuchssystems

Für das Versuchssystem werden bezogen auf das Untersuchungsziel ein oder mehrere **Zielgrößen**, auch als **Qualitätsmerkmale** bezeichnet, ausgewählt. Alle weiteren Größen, welche die Zielgrößen (abhängige Variable) möglicherweise beeinflussen können, werden als **Einflussgrößen** bezeichnet. Bei den Einflussgrößen kann zwischen Steuergrößen und Störgrößen unterschieden werden. Bei **Steuergrößen** handelt es sich um diejenigen Einflussgrößen, deren Wert eingestellt werden kann oder zumindest bekannt ist und gehalten werden kann. **Störgrößen** können hingegen nicht oder nur unzureichend eingestellt oder gehalten werden. Der Wert einer Störgröße kann auch gänzlich unbekannt sein und dessen Einfluss somit nicht nachvollzogen werden. In dem Versuch können in der Regel nicht alle Einflussgrößen untersucht werden, da der Versuchsaufwand mit der Anzahl an Faktoren (unabhängigen Variablen) erheblich steigt. So steigt der Versuchsumfang eines vollfaktoriellen Versuchsplans exponentiell mit der Anzahl an Faktoren, vergleiche Kapitel 5.3. Deshalb werden wesentliche Einflussgrößen zur Untersuchung ausgewählt, welche als Faktoren oder unabhängige Variablen bezeichnet werden. Die ausgewählten Faktoren werden im Versuch variiert und nehmen vordefinierte Werte an, welche als **Faktorstufen** bezeichnet werden. Die Werte der Faktorstufen werden in Vorversuchen und bei der Versuchsplanung festgelegt. Faktoren können dabei quantitativer oder qualitativer Natur sein. Quantitative Faktoren können anhand eines Wertes auf einer Skala festgelegt werden. Dagegen weisen qualitative Faktoren einen kategorialen Charakter auf und einzelne Stufen werden mittels Namen oder Beschreibungen definiert.

Im Kapitel 3 wird die Motivation, den FLM-Prozess zu modifizieren, formuliert. Ziel der Modifikation ist es dabei, die mechanischen Eigenschaften teilkristalliner Thermoplaste zu verbessern, während der Verzug des Bauteils auf dem Druckbett möglichst verringert oder unterbunden wird. Die mechanischen Eigenschaften können mittels mechanischer Kenngrößen beschrieben werden. So wird für das vorliegende Versuchssystem die Zugfestigkeit σ_Z als repräsentative Zielgröße, auch als Qualitätsmerkmal oder abhängige Variable bezeichnet, gewählt. Zur Bewertung der vorliegenden Bauteileigenspannungen beziehungsweise des Bauteilverzugs wird im Kapitel 5.4.1 eine charakteristische, messbare und ganzheitliche Verformung des Probekörpers als Zielgröße definiert. Anhand dieser Zielgrößen kann das beschriebene Versuchsziel gut abgebildet werden.

Im Mittelpunkt der Versuche steht die Untersuchung der Prozessmodifikationen, einerseits der lokalen Vorwärmung mittels Laserstrahlung und andererseits die lokale Kühlung nach Materialablage. Die wesentliche Steuergröße bezogen auf die Laservorwärmung ist dabei die vorgegebene Strahlungsleistung der Laserdiode, welche als erster Faktor für die Versuche gewählt worden ist. Gegenüber Steuergrößen wie der Strahlkonditionierung, der Positionierung des Fokuspunktes relativ zur Extrusionsdüse oder der Wellenlänge des Lasers lässt der Faktor Leistung eine hohe Praktikabilität, Wirtschaftlichkeit und zuletzt einen signifikanten Einfluss auf die Zielgrößen erwarten. Bezogen auf die Kühleinrichtung können die Düsengeometrie oder der Luftdruck vor der Düse angepasst werden. Während über den Düsenquerschnitt im Wesentlichen der Luftmassenstrom eingestellt werden kann, wird über den Druck einerseits die Strömungsgeschwindigkeit und andererseits auch der Luftmassenstrom beeinflusst. Um die Anzahl der Faktoren und den Versuchsaufwand gering zu halten, ist in Vorversuchen ein Düsenquerschnitt ausgewählt worden, der für alle Versuche genutzt wird, vergleiche Kapitel 4.3. Der Druck vor der Düse kann ohne eine manuelle Rüstung der Anlage im Prozess angepasst werden und bietet sich deshalb als variabler Faktor an. Wird das konventionelle FLM-Verfahren betrachtet, so kann die Temperatur der Heißkanaldüse als stärkster Einflussfaktor auf die mechanischen Eigenschaften und den Bauteilverzug identifiziert werden und wird als dritter Faktor in die Versuchsplanung aufgenommen. Ein Faktor, der den thermischen Prozess ebenfalls stark beeinflusst, jedoch maßgeblich durch die Bauteilgeometrie bestimmt wird, ist die Layerzeit. Kurze Layerzeiten führen zu erhöhten mittleren Bauteiltemperaturen und werden deshalb in einer zusätzlichen Versuchsreihe betrachtet.

Nachdem die Zielgrößen sowie die zu untersuchenden Einflussgrößen festgelegt worden sind, gilt es, das Versuchssystem näher zu analysieren. Bekannte Steuergrößen, wie die Geschwindigkeit des Druckprozesses, die Bahngeometrie, die Druckbett- oder Druckraumtemperatur u.v.m., haben signifikanten Einfluss auf die gewählten Zielgrößen, vergleiche die Matrix im Stand der Technik, Tabelle 2.3. Für diese verbleibenden Steuergrößen

werden verfahrenstypische Konstanten gewählt. Störgrößen müssen möglichst vollständig identifiziert und deren Einfluss auf die Qualitätsmerkmale minimiert werden. Dafür wird das Versuchssystem dieser Untersuchung in mehrere Teilsysteme oder -prozesse unterteilt, auf welche in den folgenden spezifizierenden Unterkapiteln der Versuchsdurchführung und der anschließenden Diskussion Bezug genommen wird. Die Teilsysteme betreffen dabei die FLM-Anlage, die Ausgangsmaterialien, methodische Vorgehensweisen, wie die Raftherstellung oder die Kalibrierung sowie die Fertigung, Entnahme, Bearbeitung, Konditionierung, Vermessung und Prüfung von Probekörpern.

5.1.1 FLM-Anlage

Das System wird grundlegend physisch seitens der Schutzeinhausung und digital durch das User-Interface der Steuerung begrenzt. Die Schutzumhausung, wie in Abbildung 5.2 zu erkennen, kapselt die Anlage von der Umgebung ab. Äußere Einflüsse, wie Temperaturschwankungen oder Zugluft werden auf diese Weise vom Prozess entkoppelt, sodass die Prozesstemperatur näherungsweise konstant gehalten werden kann. Ein Temperaturfühler im Prozessraum ermöglicht die Überwachung der Innentemperatur, um die Vergleichbarkeit zwischen den Versuchsreihen sicherzustellen.



Abbildung 5.2: Rendering des CAD-Modells der Versuchsanlage mit Schutzumhausung

Störeinflüsse Sowohl die Temperatur des Druckbettes als auch die Temperatur des Hotends werden über einen angepassten PID-Regelkreis gesteuert. Während die Druckbetttemperatur mit Abweichungen von maximal $\pm 0,5\text{ }^{\circ}\text{C}$ verhältnismäßig stabil geregelt werden kann, konnten für das Hotend Schwankungen bis zu $\pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$ festgestellt werden. Diese

wurden insbesondere in Wechselwirkung mit der Aktivierung des Kühlers sowie hohen Extrusionsraten beobachtet. Die Abweichungen der Temperaturen werden als Störeinflüsse auf den Versuchsaufbau identifiziert und müssen in der Ergebnisdiskussion aufgegriffen werden.

Im Deckel der Schutzumhausung ist ein Rauchmelder angebracht, um einen Brand der Anlage zu detektieren und diese automatisch abzuschalten. Bezogen auf das Versuchssystem gehen von der Anlage keine weiteren bekannten Störfaktoren aus, die sich auf den Prozess auswirken können. Relevante elektrische und mechanische Komponenten sind gewartet worden und unterliegen auf den Versuchszeitraum bezogen keinem feststellbaren Verschleiß.

5.1.2 Ausrichtung des Kühlers

Die konstruktive Ausarbeitung des rotatorischen Druckkopfes sieht vor, dass sowohl die Kühleinheit als auch das Lasermodul konzentrisch zur Extrusionsdüse gelagert sind. Dabei können der Kühler und das Lasermodul gemäß der Abmessungen aus Tabelle 5.1 auf dem jeweiligen Rotor ausgerichtet werden. Der Druckluftkühler wird ausschließlich in der Höhe relativ zur Düsenhöhe eingestellt. Die Kühlung wird dabei mittels eines Fühlerlehrenbandes bis auf $l_K = 1$ mm über der abgelegten Bahn ausgerichtet. Dadurch wird ein ausreichender Abstand des Kühlers vom Probekörper eingehalten, um im Falle möglicher Extrusionsfehler einer Kollision mit aufgewölbtem Material vorzubeugen. Gleichzeitig trifft der Luftdruckstrom möglichst nah an der Düse auf die zu kühlende Bahn. Dabei entspricht der horizontale Abstand zwischen Kühler und Düse $l_{LD_{min}} = 5$ mm, wobei die Düsenströmung bei etwa $l_{LD} = 10$ mm auf die abgelegte Bahn trifft.

Tabelle 5.1: Konstante, gewählte Prozessparameter

Parameter	Wert
<i>Wellenlänge (Laser) λ_L</i>	445 nm
<i>maximale Leistung (Laserdiode)</i>	6 000 mW
<i>Referenzgeschwindigkeit (Laser)</i>	60 mm s ⁻¹
<i>Fokusbildungsdurchmesser (Laser) d_L</i>	0,75 mm
<i>Düsensdurchmesser (Kühlung) d_{LD}</i>	0,65 mm
<i>Temperatur (Druckluft) T_L</i>	20 °C
<i>Abstand Düse-Laser l_L</i>	2 mm
<i>Abstand Kühler-Bahn l_K</i>	1 mm
<i>Abstand bis Kühlung einsetzt $l_{LD_{min}}$</i>	5 mm
<i>Abstand bis Zentrum der Prallkühlung l_{LD}</i>	10 mm

5.1.3 Kalibrierung der Laserleistung

Die verwendete Lasertechnik besteht aus zwei Hauptkomponenten, dem Treibermodul und dem Lasermodul. Das Lasermodul besteht aus einem Diodenlaser, einem Peltier-Element zur Kühlung sowie einem Thermistor, welcher die Überwachung der Diodentemperatur ermöglicht. Das Treibermodul dient der Stromversorgung und Regelung des Lasermoduls. Als Eingangssignale verarbeitet das Modul ein Interlock-Signal zur Freigabe des Lasers, die Diodentemperatur sowie die Leistungsvorgabe. Die Laserleistung als Führungsgröße wird durch die Anlagensteuerung in Form eines analogen Spannungssignals (0 - 5 V) an das Modul übergeben. Anhand der analogen Spannungsvorgabe regelt das Modul die Diodenleistung.

Zur Kalibrierung des Lasermoduls ist ein Thermopile Sensor der Firma Thorlabs verwendet worden. Der Sensor des Typs S350C wird für den Wellenlängenbereich zwischen $\lambda_L = 185 \text{ nm}$ und $20 \mu\text{m}$ kalibriert geliefert und kann bis zu einer Strahlungsleistung von 40 W verwendet werden. Die Auswertung erfolgte mittels des zugehörigen Messverstärkers vom Typ PM101 und der herstellereigenen Software Optical Power Monitor. Die Kalibrierung des Sensors ist im eingebauten Zustand vorgenommen worden.

Konditionierung des Laserstrahls Das verwendete Lasermodul verfügt bei Auslieferung über eine zustellbare Sammellinse, welche es erlaubt, die Brennweite des Laserstrahls einzustellen. Das Profil eines Lasersstrahls hinsichtlich dessen Bestrahlungsstärke unterliegt in der Regel einer Gauß'schen-Verteilung. Die Intensität der Strahlung nimmt symmetrisch mit zunehmender Entfernung aus der Mitte des Strahlenquerschnitts ab. Dieses Profil der Bestrahlungsstärke ist für den hier vorliegenden Anwendungsfall nicht ideal. Die Vorwärmung des Substrates soll gleichmäßig über die Breite der abzulegenden Bahn erfolgen. Denn nur bei einer homogenen oberflächlichen Erwärmung über die Bahnbreite kann eine konstante Verschweißung im Interface erwartet werden. [Edm22b]

Mittels komplexer optischer Strahlenkonditionierung lässt sich das Profil der Bestrahlungsstärke anpassen. So können durch eine Anordnung von Optiken Strahlenprofile mit homogener Bestrahlungsstärke "Flat-Top" oder Invers-Gauß'schem Intensitätsprofil "Inverse-Gaussian" konditioniert werden. Beide Intensitätsprofile bieten sich für die Vorwärmung des Substrates gegenüber dem Gauß'schen Profil an, da einerseits eine gleichmäßigere Bestrahlung des Substrats erfolgt und eine im Mittel höhere Laserleistung emittiert werden kann, ohne das Material im Strahlenmittelpunkt zu schädigen. [Edm22b; Hun+17]

Da das Lasermodul prozessbedingt mit dem Druckkopf verfahren wird, wird auf eine zusätzliche Konditionierung des Laserstrahls verzichtet. Dabei wurde abgewägt, ob der

Mehrwert einer zusätzlichen Strahlkonditionierung dem konstruktiven Mehraufwand gerecht wird. Die zusätzlichen Optiken würden dabei die geometrischen Abmessungen und das Gewicht des Druckkopfes erheblich erhöhen und auch die Kosten des Lasersystems (von 570 € auf rund 6 500 €) vervielfachen [Las23a; Edm22a].

Der Fokus des Lasers liegt zwischen der Linse und der Druckebene, sodass der Laserstrahl in der Druckebene defokussiert ist. In Vorversuchen wurde für eine geringe Brennweite ein Laserspot von rund 0,75 mm erreicht. Das Substrat kann entsprechend auf der vollständigen Bahnbreite vorgewärmt werden. Weiter konnte der Strahl mit der vorhandenen Optik nicht defokussiert werden. Bevor der Laser weiter ausgerichtet wird, erfolgt die Kalibrierung der Laserleistung.

Kalibrierung Die Kalibrierung der Laserleistung wird mittels eines Powermeters der Firma Thorlabs durchgeführt. Das Powermeter besteht aus einem in Abbildung 5.3a dargestellten Messkopf und einem zugehörigen Messverstärker, vergleiche Abbildung 5.3b. Da die Intensität des Laserstrahls für das verwendete Leistungsmessgerät zu hoch war, wurde das Druckbett zur Kalibrierung der Laserleistung auf die Höhe von $Z=250$ mm gefahren, der Strahl entsprechend weiter defokussiert und der Sensor in den Strahlengang des Lasers auf dem Druckbett positioniert. Bei temperierter Anlage und bereits warmem Lasermodul ist der Laser im vollständigen Leistungsbereich kalibriert worden.



(a) Thermopile Sensor S350C [Tho23b]



(b) Messverstärker PM101 [Tho23a]

Abbildung 5.3: Powermeter der Firma Thorlabs bestehend aus Sensor und Messverstärker

Im Rahmen des Kalibriervorgangs ist aufgefallen, dass eine Temperaturabhängigkeit des Lasermoduls sowie des Messkopfes besteht. Mit steigender Temperatur des Moduls und insbesondere der Diode nimmt die Laserleistung ab. Ein Peltier-Kühlelement verhindert bei steigender Temperatur das Überhitzen der Diode. Reicht die Kühlleistung nicht aus,

so wird die Diode ausgeschaltet, um einen Schaden zu verhindern. Dieser Zustand ist im Rahmen der Tests bei Betriebstemperaturen bereits bei mittleren Leistungen von 3 500 mW eingetreten. Für den versuchsrelevanten Einsatzbereich ist jedoch kein Ausfall des Moduls zu erwarten.

Bei kalter Anlage weichen die gemessenen Laserleistungen deutlich von der Kalibrierung ab. Für eine vorgegebene Leistung von 420 mW resultiert bei einer Anlagentemperatur von 20 °C und ausgeschalteten Verbrauchern eine gemessene Laserleistung von 500 mW. Äquivalent werden 920 mW für eine vorgegebene Leistung von 840 mW gemessen. Wird das Druckbett (75 °C) und das Hot-End (225 °C) aufgeheizt und der Laser im Dauerbetrieb bei den gewählten Leistungsstufen eingeschaltet, so entspricht die gemessene Laserleistung exakt der Leistungsvorgabe. Da der Laser ausschließlich bei temperierter Anlage und periodischer Aktivierung betrieben wird, ist eine stabile und exakte Strahlungsemission der Diode zu erwarten.

Ausrichtung Der Laser ist mittels als Langloch ausgeführten Durchgangsbohrungen zunächst auf eine winkelige Aufnahme verschraubt und außerdem über eine weitere Verschraubung mit Langlöchern auf dem Rotor radial ausrichtbar. Der Laser emittiert Strahlung hoher Intensität im sichtbaren Spektrum (445 nm), woraus ein erhebliches Gefährdungsrisiko für das menschliche Auge ausgeht. Eine Ausrichtung des Lasers kann entsprechend nicht im Prozess und nicht mit unmittelbarer Intervention durchgeführt werden. Vielmehr muss der Laser mit geschlossener Schutzumhausung betrieben werden, sodass eine Justage in mehreren Zyklen vorgenommen werden muss.

Zur Ausrichtung wird der Laser initial vorjustiert und verschraubt. Es hat sich gezeigt, dass unterschiedliche organische Faserstoffe durch den fokussierten Laserstrahl gefärbt oder gar verbrannt werden können und so der Fokuspunkt des Lasers ermittelt werden kann. Handelsübliches Kreppband lässt sich durch den fokussierten Strahl durchbrennen ohne zu entflammen, sodass es sich, im Gegensatz zu Papieren, welche entflammen, zur Justage des Laserstrahls eignet. Der rotatorische Druckkopf wird zur Justage des Lasers bis auf $h_s = 0,3$ mm an das mit Kreppband beklebte Druckbett herangefahren, der Laser bei geschlossener Schutzumhausung aktiviert und die rotatorische Achse um 360° gedreht. Anschließend wird der mittlere Durchmesser des resultierenden Einbrands im Krepppapier vermessen und der Laser sukzessive über dessen Verschraubung justiert, bis der Durchmesser des ringförmigen Einbrands 4 mm und damit der Abstand zwischen Extrusionsdüse und Laserspot rund $l_L = 2$ mm beträgt.

Aufgrund der thermischen Zersetzung der Fasermaterialien entlang ihrer Ausrichtung kann dabei keine scharfe Kontur des Einbrands identifiziert werden. Folglich werden weiterführende Tests durchgeführt, um den Laser möglichst genau ausrichten zu können und dessen Wärmeeinflusszone insbesondere für den thermoplastischen Kunststoff zu bestimmen. Zu diesem Zweck wird ein Raft auf das Druckbett gedruckt. Da die Raftoberfläche nicht vollständig geschlossen worden ist, haben sich die Bahnkonturen konvex ausgebildet. Diese konvex ausgebildeten Bahnen des Rafts lassen sich unter einem Auflichtmikroskop (Olympus DSX500), wie in Abbildung 5.4 dargestellt, gut erkennen. Bei den hellen Bereichen der Aufnahme handelt es sich um die Reflexionsstrahlung des Mikroskopauflichts. Die konvexe Ausprägung der Bahnen bedingt, dass die waagrecht angeordneten Bahnen gut zu identifizieren sind. Außerdem ist eine kreisrunde Kontur gestörter Reflexionen zu erkennen, welche durch das oberflächliche Aufschmelzen infolge der Laserstrahlung hervorgerufen wird. Über die optische Vermessungsfunktion des digitalen Mikroskops kann der innere Durchmesser zu 3,991 mm bestimmt werden. Der Abstand zwischen Laserspot und Düsenmittelpunkt entspricht nach Ausrichtung des Lasers rund 2 mm.

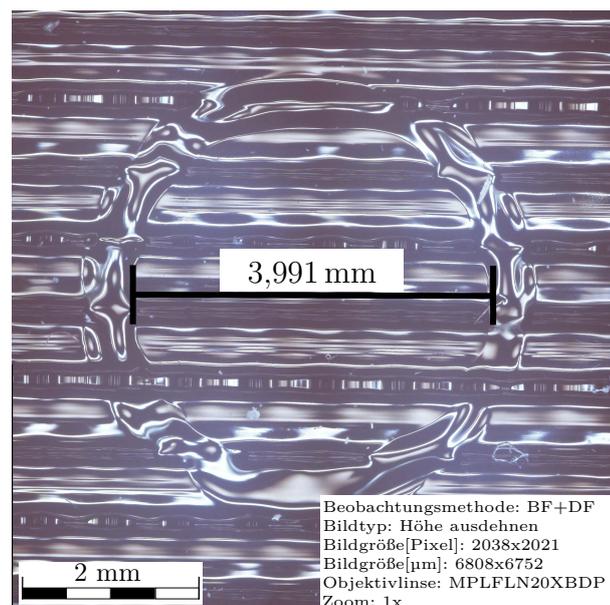
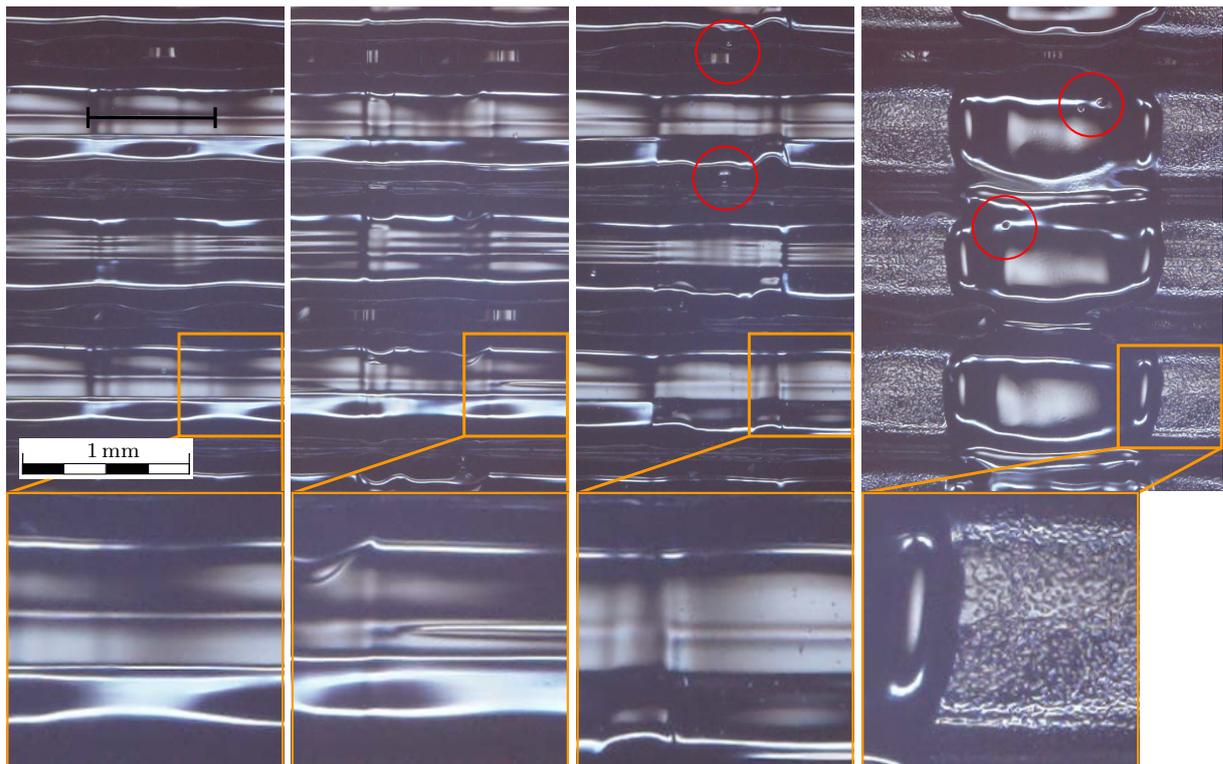


Abbildung 5.4: Mikroskopische Aufnahme, nachdem der Laser (500 mW bei $8\,000\text{ ° min}^{-1}$) um die Düse rotiert worden ist

Steuerung der Laserleistung Die Abbildung 5.5 zeigt die Wärmeeinflusszonen auf einem Raft für unterschiedliche Laserleistungen. Die erkennbaren Bereiche entsprechen nicht exakt dem Durchmesser des Laserspots, jedoch werden sie als für den Prozess relevante Wärmeeinflusszonen der Strahlung betrachtet. Dieses Vorgehen kann als naheliegender Kompromiss hingenommen werden, da die Intensität eines Laserstrahls üblicherweise einer Gaußschen Normalverteilung folgt und entsprechend keine homogene Flächenleistung

liefert. Auf die Verwendung einer Homogenisierers, einer Optik zur Homogenisierung der Strahlungsintensität bezogen auf den Strahlquerschnitt, wird konstruktionsbedingt und aus Kostengründen verzichtet. Die Breite der prozessrelevanten Wärmeeinflusszone wird nach dem beschriebenen Vorgehen über die integrierte Optik des Moduls, vergleiche Kapitel 4.3, so eingestellt, dass sie, für moderate Leistungen, einer Breite von 0,75 mm und damit nahezu der Bahnbreite entspricht. Für große Leistungen, vergleiche 6 000 mW in Abbildung 5.5 rechts, vergrößert sich die Wärmeeinflusszone.



1 000 mW:

Oberflächliche
Aufschmelzung

2 000 mW:

Deutliche
Aufschmelzung

2 500 mW:

- Oberfl. Poren
- Oberfl. Partikel

6 000 mW:

- Ausgeprägtes Schmelzebad
- Oberfl. Poren
- Oberfl. Partikel

Abbildung 5.5: Wechselwirkung zwischen Laserleistung und Substrat

Für translatorische Bewegungen wird die Laserleistung anhand der Verfahrensgeschwindigkeit geregelt, um eine spezifische Wärmeeinbringung zu gewährleisten. Dazu wird die jeweilige Laservorgabe $P_{L\text{vorg}}$ auf eine zu 60 mm s^{-1} festgelegte Referenzgeschwindigkeit v_{ref} bezogen und zur Berechnung der effektiven Laserleistung $P_{L\text{eff}}$ mit der aktuellen Verfahrensgeschwindigkeit v_{eff} multipliziert, vergleiche Gleichung 5.1.

$$P_{L\text{eff}} = \frac{P_{L\text{vorg}}}{v_{\text{ref}}} * v_{\text{eff}} \quad (5.1)$$

In Abbildung 5.5 sind vier Wärmeeinflusszonen für unterschiedliche Laser Leistungsvorgaben $P_{L_{\text{vorg}}}$ dargestellt worden. Anhand dieser Vergrößerungen wird die maximale Laserleistung für die praktische Versuchsdurchführung evaluiert. Für geringe Leistungen von 1 000 – 2 000 mW kann die Wärmeeinflusszone trotz geringer Aufschmelzung identifiziert werden. Ab einer Leistung von $P_{L_{\text{vorg}}} = 2\,500\text{ mW}$ ist eine deutliche Aufschmelzung zu erkennen. In der Wärmeeinflusszone werden Poren sichtbar (rote Kreise), welche auf Ausgasungen von Wasser oder Zersetzungsprodukten hinweisen können. In der Vergrößerung können oberflächliche Partikel abseits der Wärmeeinflusszone erkannt werden, welche auf Rußbildung und damit auf einen Zersetzungsprozess hinweisen. Ab dieser Leistung können während des Druckprozesses Verbrennungsvorgänge und Rauchbildung beobachtet werden. Bei weiterer Steigerung der Leistung (6 000 mW) wird insbesondere die Rußbildung deutlich verstärkt. Da durch die Laservorwärmung keine thermische Degradation erfolgen darf, wird die maximale Laserleistung der praktischen Versuchsdurchführung auf $P_{L_{\text{vorg}}} = 2\,000\text{ mW}$ begrenzt.

Rotatorische Ausrichtung Da die Fertigungs- und Montageteranzen nicht ausreichend genau eingehalten werden können, ist eine winkelige Ausrichtung des Lasers erforderlich, um sicherzustellen, dass der Laser das Substrat exakt mittig unterhalb der Bahn erwärmt. Zu diesem Zweck wird eine Bahn mit der Breite von $b_s = 0,5\text{ mm}$ mit aktiviertem Laser (3 500 mW) abgelegt und analysiert. Die relativ hohe Laserleistung ermöglicht die gute optische Erkennbarkeit der Wärmeeinflusszone. In Abbildung 5.6 ist jeweils eine Mikroskopaufnahme für die Prozessrichtungen mit den vorläufigen Achswinkeln 90° und 270° dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Wärmeeinflusszone des Lasers (rote Markierungen) nicht mittig unterhalb der Bahnen liegt.

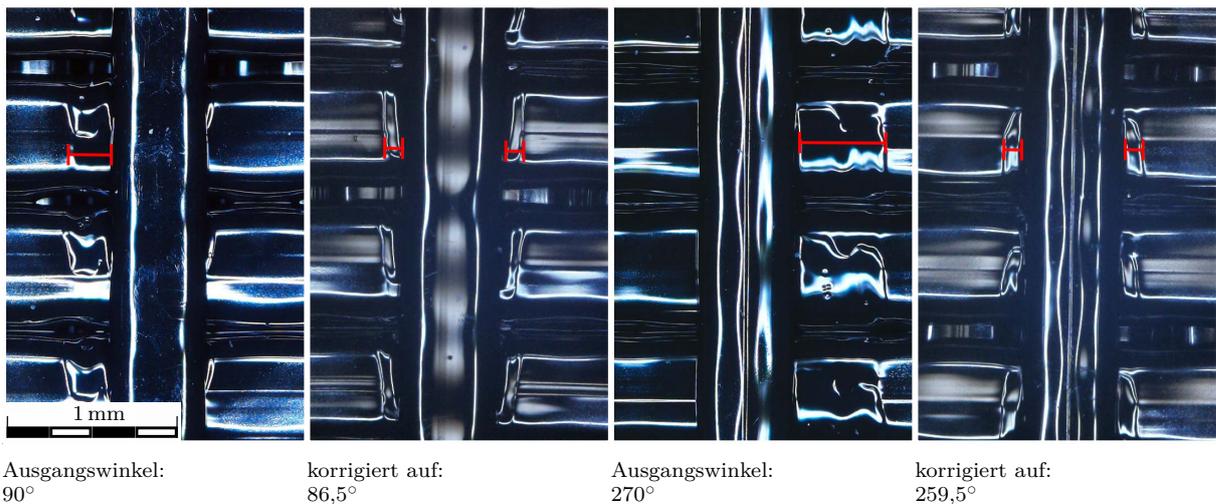


Abbildung 5.6: Korrektur der Ausrichtung des Lasers mittels mikroskopischer Aufnahmen

Da die Abweichung von der Bahnmitte für die jeweilige Prozessrichtung betragsmäßig nicht übereinstimmen, kann die Düse nicht konzentrisch zur Rotationsachse des Lasers ausgerichtet sein. In Abbildung 5.7 sind die Ausrichtungsfehler dargestellt. Die Achsen des Lasers und der Düse weichen translatorisch voneinander ab. Außerdem ist der Laser nicht winklig zu der x- beziehungsweise y-Achse ausgerichtet. Durch Variation der Zustellungswinkel konnten die korrigierten Winkel, wie in Abbildung 5.6 dargestellt, zu $86,5^\circ$ und $259,5^\circ$ bestimmt werden. Im Anschluss an die Korrektur der Winkel ist die Wiederholgenauigkeit der Positionierung mit der optischen Vermessung von fünf Bahnen sichergestellt worden.

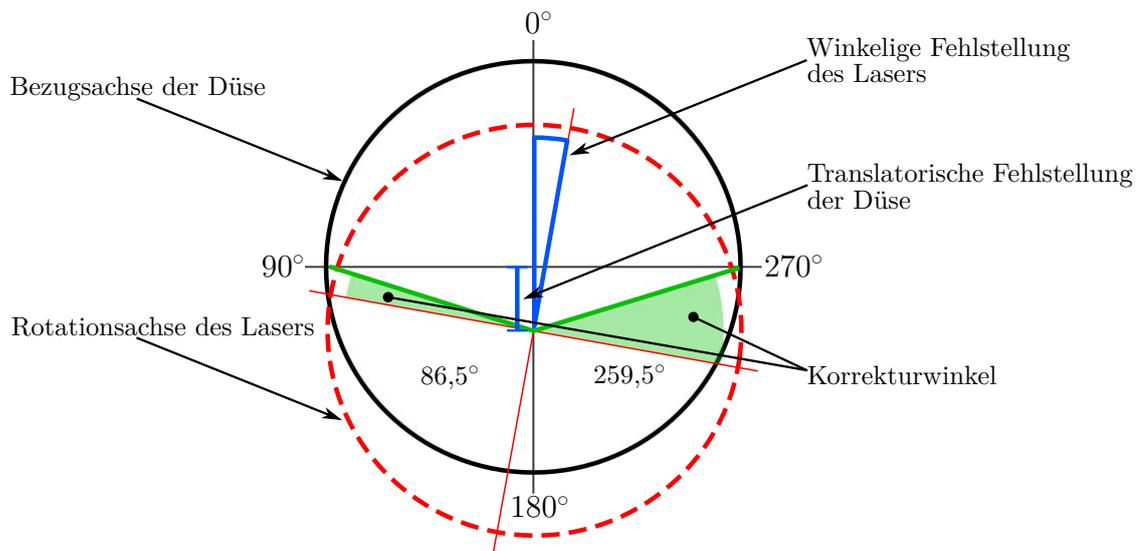


Abbildung 5.7: Schemaskizze der Fehlausrichtung zwischen Düse und Lasermodul

5.1.4 Charakterisierung eines Kunststoffes

Im Rahmen dieser Arbeit werden Materialeigenschaften wie Festigkeitskennwerte thermoplastischer Kunststoffe unter Berücksichtigung ihrer Verarbeitung im FLM-Verfahren untersucht. Deshalb wird im Folgenden auf die materialspezifischen Einflussparameter Bezug genommen.

Grundsätzlich werden in der Werkstoffprüftechnik Materialien untersucht, bewertet und charakterisiert. Für Polymere gilt dabei insbesondere, dass die Herstellung des Materials sowie die Materialverarbeitung einen erheblichen Einfluss auf die strukturelle Beschaffenheit und damit auf die Materialeigenschaften haben.

Im Folgenden werden wichtige strukturelle Eigenschaften von Polymeren nach Grellmann aufgelistet, welche die Materialeigenschaften von Polymeren bestimmen. [GS13]

- Molekulare Struktur, Konstellation und Anordnung der Polymere
- Molekulargewicht, Verteilung der Molekulargewichte
- Morphologie
- Ausrichtung der Polymere, Füllstoffe und Verstärkungsmaterialien
- Eigenspannungen und deren Verteilung
- Additive und Füllstoffe
- Verstärkungsmaterialien (Glas-, Kohlefasern etc.)
- “long-period” und “tie-molecule” -dichte
- Kristallisationsgrad

Da diese Eigenschaften von der Herstellung und Verarbeitung eines Polymers abhängen, gilt eine Materialcharakterisierung nur für dieses spezifisch hergestellte und verarbeitete Material. Verallgemeinerte Kennwerte für chemisch vergleichbare Materialien können nicht abgeleitet werden. Neben diesen strukturellen Eigenschaften wird die Bestimmung von Materialeigenschaften ebenfalls von geometrischen Parametern (Form und Abmaßen, Kerben, Fluss- und Schweißnähten, Kavitäten und Einschlüssen) sowie den Belastungsparametern (Belastungsfall (Zug, Druck, Biegung etc.), Dauer der Belastung, Belastungsrate, Belastungsfrequenz, Temperatur und Thermoschocks bei Belastung, Umgebungsbedingungen (UV-Strahlung, Feuchtigkeit)) beeinflusst. [GS13]

Der Umfang an Einflussfaktoren schränkt die Vergleichbarkeit von Materialkennwerten entsprechend stark ein. In Materialdatenbanken wie CAMPUS werden herstellerseitig Einzelpunktkennwerte, mechanische Kenngrößen sowie thermodynamische und prozessrelevante Eigenschaften für einzelne Werkstoffe hinterlegt. Muss eine möglichst gute Vergleichbarkeit der Materialien erreicht werden, dürfen ausschließlich genormte oder allgemein gebräuchliche Prüfverfahren sowie Prüfbedingungen zugelassen werden. Die Proben sollen nach genormten Spritzguss- oder Compression-Moulding-Verfahren hergestellt werden. [Che20; GS13]

Ein Vergleich zwischen Materialkennwerten, welche wie in dieser Arbeit aus FLM-gefertigten Probekörpern erhoben werden, und solchen aus Datenbanken spritzgegossener Proben muss deshalb unter Berücksichtigung aller Einflussfaktoren erfolgen und relativiert werden. Werden Prüfverfahren und Prüfbedingungen eingehalten, ist ein Vergleich innerhalb der Versuchsreihe möglich und die Einflüsse von Prozessparametern auf das Material können quantifiziert ausgewertet werden. Um die Ergebnisse dieser Arbeit entsprechend diskutieren

zu können, wird im Folgenden die Entwicklung der Prüfstrategien sowie das Vorgehen bezogen auf die Probenherstellung, die Bearbeitung sowie die Prüfung erläutert.

5.2 Vorversuche

Nach dem FLM-Verfahren lässt sich ein großer Umfang thermoplastischer Materialien unterschiedlicher Materialeigenschaften verarbeiten. Dies wird nicht zuletzt dadurch möglich, dass sich entscheidende Prozessgrößen flexibel durch den Anwender einstellen und anpassen lassen. Die Anpassung der Prozessparameter erfolgt dabei in der Regel auf der Grundlage von Erfahrungswerten oder Testdrucken. Während das Prozessfenster für etablierte Materialien wie PLA oder ABS einen verhältnismäßig großen Bereich stabiler Prozessführung aufweist, bedingt die Verarbeitung typischer teilkristalliner Thermoplaste engere Prozessgrenzen und Randbedingungen.

Als Vorbereitung für die empirischen Versuche in Kapitel 5.3 werden deshalb Vorversuche durchgeführt mit dem Ziel, stabile Prozessparameter für einen Versuchsplan zu bestimmen. Einerseits müssen konstante Werte für Steuergrößen derart gewählt werden, dass ein möglichst großer und stabiler Versuchsraum untersucht werden kann. Andererseits gilt es, die Grenzwerte von Faktoren zu bestimmen, innerhalb derer ein stabiler Fertigungsprozess sichergestellt und Probekörper vergleichbarer Qualität hergestellt werden können.

5.2.1 Herstellung von Proben aus teilkristallinen Thermoplasten

Um einerseits die Qualität des Lagenverbunds und andererseits prozessbedingte Bauteileigenspannungen makroskopisch zu untersuchen, werden Probekörper hergestellt und untersucht. Prozessbegleitende Schwindungsvorgänge bedingen einen Bauteilverzug, auch als Warping bezeichnet, welcher wiederum zu einem instabilen Fertigungsprozess oder sogar zum Prozessabbruch führen kann, vergleiche Kapitel 2.4, und müssen deshalb unterbunden werden. Unterbundene Schwindungsvorgänge bedingen Ihrerseits Bauteileigenspannungen. Um den Verzug folglich zu verhindern, muss eine hohe Haftung des Probekörpers auf der Bauplattform erreicht werden, um den Eigenspannungen stand zu halten und ein Ablösen des Bauteils von der Plattform zu verhindern. [SHG20]

Die sehr schlechten Haftungseigenschaften von Polyamid (PA) und Polypropylen (PP) auf Bauplattformen sind ein bekanntes Problem. Aus diesem Grund wird eine Vielzahl an Haftvermittlern kommerziell vertrieben. Die Haftungsergebnisse können durch diese Produkte verbessert werden, genügen jedoch nicht, um ein Ablösen von Probekörpern zuverlässig zu unterbinden. Die Haftung von PP mit seinen polaren Materialeigenschaften birgt die größte Herausforderung. Für diesen Werkstoff ist deshalb eine Herstellungsstrate-

gie entwickelt worden, die sich auf andere Materialien mit mangelhaftem Haftungsergebnis, wie PA12, übertragen lassen.

In wissenschaftlichen Studien sind verschiedene Bauplattformen sowie unterschiedliche Prozessparameter, wie Druckbetttemperatur, Düsentemperatur, Druckgeschwindigkeit, Lagenbreite und Lagenhöhe variiert und getestet worden, jedoch konnte keine zufriedenstellende Haftung erreicht werden [Spo+18c; Spo+18b]. Spoerk et al. fassen zusammen, dass eine gute Haftung lediglich für Bauplattformen aus ähnlichen Materialien, wie PP selbst oder angerautem UHMW-PE, erreicht wird. Aus PP können einerseits Klebestreifen oder Folien [CSG15; WG17] und andererseits Plattenwaren genutzt werden. Nach Spoerk et al. kommt es jedoch bei Bauplattformen aus PP zu Verschweißungen, die sich nicht zerstörungsfrei lösen lassen, was zur Beschädigung von Bauteilen oder der Plattform führen kann [Spo+17; Spo+18a; Spo+18d]. Entsprechend stellen Spoerk et al. die Bauplattform aus UHMW-PE als zielführende Lösung vor, da eine verbesserte Bauteilhaftung ohne Verschweißungen erreicht werden kann [SHG20].

Im Rahmen dieser Arbeit werden Probekörper mit hohen prozessbedingten Eigenspannungen gezielt hergestellt. Entsprechend sollte die Haftung auf dem Druckbett maximiert werden. Vorversuche mit Bauplattformen aus 8 mm PP und PP als Filamentwerkstoff haben gezeigt, dass die Eigensteifigkeit der Bauplattform nicht ausreicht, um eine Verformung des Probekörpers zu unterbinden. Die prozessbedingten Eigenspannungen der Probekörper haben die Bauplattform trotz Aufspannung im Randbereich des Heizbetts makroskopisch verformt. Mit steigender Plattenstärke sinkt der Wärmeeintrag des Heizbetts in den Probekörper, weshalb auf eine Erhöhung verzichtet worden ist. Da die prozessbegleitende Verformung nach Möglichkeit vollständig unterbunden werden muss und die zerstörungsfreie Lösbarkeit der Probekörper vorausgesetzt werden muss, werden Kunststoffplatten nicht als Bauplattform verwendet. Vorversuche mit Klebestreifen aus PP erwiesen eine hohe Praktikabilität mit guten Ergebnissen. Für die gewählten Probengeometrien, mit hoher Neigung zu Warping, hat jedoch sowohl die Kraft der Klebung als auch die Steifigkeit der Folie nicht ausgereicht, um das Ablösen des Bauteils vollständig zu unterbinden. Diese Erkenntnisse können auf den Werkstoff PA12 übertragen werden.

In seinen Forschungsarbeiten am Fachgebiet Maschinenelemente hat Tim Krautwald eine Stützstruktur entwickelt, welche auf der formschlüssigen Verbindung zweier Materialien basiert [Kra21]. Mit dieser Strategie können Kunststoffe mit schlechter Adhäsionsneigung miteinander verbunden werden. Ein im FLM-Verfahren gut verarbeitbarer Thermoplast mit geringer Verzugsneigung und guten Hafteigenschaften zum Druckbett wird als Stützstruktur unterhalb des Bauteils gedruckt. Dabei wird die Oberfläche der stützenden Struktur mit definierten Lücken zwischen den Bahnen, siehe Abbildung 5.8b, hergestellt. Der Ther-

moplast, aus dem das Bauteil gefertigt werden soll, hat idealerweise keine Neigung, sich mit dem Material der Stützstruktur stoffschlüssig zu verbinden. Mit einem verminderten Düsenabstand zur stützenden Struktur wird das Material in die offene Oberflächenstruktur des Stützmaterials extrudiert. Dadurch, dass das eingedrungene Material sich verfestigt, entsteht eine formschlüssige Verbindung zwischen stützender Struktur und Bauteil, deren Eigenschaften sich durch Variation verschiedener Parameter zuverlässig einstellen lässt. [Kra21]



(a) Fertiggestelltes Raft auf dem Glasbett



(b) Offene Struktur des Rafts

Abbildung 5.8: Verwendete Raftstruktur

Dieser Ansatz wird genutzt, um den prozessbegleitenden Verzug von PA12 zu unterbinden und für eine gute Bauteilhaftung zu sorgen. Auf das Glasdruckbett der Versuchsanlage wird eine Raftstruktur aus dem Thermoplast Polyethylenterephthalat-Glykol (PET-G), wie in Abbildung 5.8a dargestellt, aufgebracht. Der Thermoplast PET-G lässt sich im getrockneten Zustand sehr gut nach dem FLM-Verfahren verarbeiten und hat gute Haftungseigenschaften auf der Bauplattform. Abhängig von den gewählten Verarbeitungsparametern und den Randbedingungen kann die Haftung stark variieren und dabei das gewünschte Maß übersteigen. Deshalb wird der Haftvermittler Dimafix der Marke DIMA 3D[®] verwendet, der sich grundsätzlich für die Verarbeitung einer Vielzahl von Thermoplasten eignet. So wird sichergestellt, dass ein reproduzierbares Haftungsergebnis von PET-G auf der Glasplatte erreicht wird.

Abhängig von der Temperatur der Bauplattform T_B kann die Haftungcharakteristik des Vermittlers beeinflusst werden. Oberhalb einer Temperatur T_B von 50°C entfaltet der Vermittler seine Haftwirkung. Diese wird mit steigender Temperatur des Druckbetts bis zu einer Temperatur T_B von 110°C sukzessive erhöht. Unterhalb von 50°C sinkt die Haftkraft, bis sich das Bauteil infolge seiner Schwindung von der Plattform löst. Die Abbildungen 5.9a und 5.9b zeigen die vier von DIMA 3D[®] empfohlenen Temperaturbereiche für einen ABS-Werkstoff. Demnach soll die Betttemperatur T_B unter Verwendung von Dimafix zur Erreichung maximaler Haftkraft über 95°C betragen, vergleiche Zone 4 in Abbildung 5.9b. Für Bauteile mit hoher Auflagefläche und ohne scharfe Kanten kann eine Druckbetttemperatur T_B von 65°C ausreichen, um eine ausreichende Haftung zu erzielen. Wie im Kapitel 5.2.2 beschrieben, wird die verwendete Druckbetttemperatur zu 75°C festgelegt.

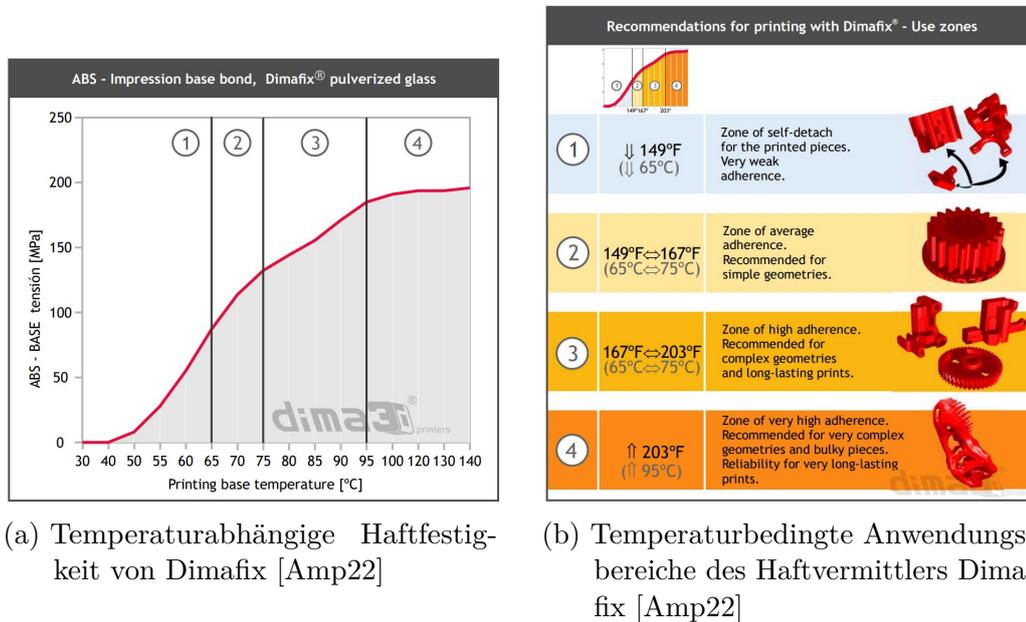


Abbildung 5.9: Temperaturabhängige Verwendung und Eigenschaften des Haftvermittlers Dimafix

Raftstruktur Die Größe des Rafts wird für unterschiedliche Probengeometrien und -anzahlen angepasst. Dabei wird ein Mindestabstand der Proben von 15 mm zum Rand des Rafts eingehalten, um eine flächige Belastung der Raftstruktur sicherzustellen und einem Ablösen vom Druckbett vorzubeugen. Die Slicing-Parameter für das Raft sind in Tabelle 5.2 aufgeführt.

Das Raft besteht aus fünf Layern, einem Base-, einem Middle- und drei Top-Layern. Die hohe Anzahl an Layern dieses Rafts sorgt für eine gute Eigenstabilität der Struktur und gleicht Fehler bei dem Leveling des Druckbetts aus. Entscheidende Parameter für die

Porosität der Struktur sind die Bahnbreite und der höhere Bahnabstand, sodass jeweils ein Spalt zwischen den Bahnen resultiert.

Tabelle 5.2: Slicing-Parameter des Rafts (Auswahl)

<i>Parameter</i>	<i>Wert</i>
<i>Extrudertemperatur</i>	240 °C
<i>Betttemperatur</i>	75 °C
<i>Layerhöhe_Base</i>	0,30 mm
<i>Layerhöhe_Middle</i>	0,30 mm
<i>Layerhöhe_Top</i>	0,20 mm
<i>Bahnbreite</i>	0,6 mm
<i>Bahnabstand</i>	0,85 mm
<i>Druckgeschwindigkeit</i>	45 mm s ⁻¹

5.2.2 Ermittlung und Festlegung von Parametern

Thermische Randbedingungen Für die Probenherstellung ergibt sich aus dem vorausgegangenen Kapitel ein Temperaturbereich des Druckbetts T_B zwischen 65 °C und 110 °C. Das für die Herstellung des Rafts verwendete PET-G-Filament der Firma DAS FILAMENT ist laut Hersteller bis ca. 80 °C temperaturbeständig. Diese Aussage wird im Rahmen der Arbeit als Grenztemperatur hinsichtlich der Formbeständigkeit interpretiert und deckt sich mit Angaben aus Standardwerken, welche für den Werkstoff PET eine Wärmeformbeständigkeit (nach ISO 75-2 Verfahren A [Deu13]) von 80 °C angeben [DAS22; Dom13]. Das Raft, als Schnittstelle zwischen Probekörper und Druckbett, muss erhöhte mechanische Belastungen aufnehmen, weshalb die Formbeständigkeit vorausgesetzt werden muss. Deshalb wird die Temperatur des Druckbetts zu 75 °C gewählt, um einerseits eine möglichst hohe Haftkraft des Rafts gegenüber dem Haftvermittler und der Bauplattform zu erwirken und andererseits die Formbeständigkeit des Rafts zu erhalten.

Für die Verarbeitung von PA12 können laut Literatur deutlich höhere Temperaturen für die Bauplattform gewählt werden. Im Datenblatt des Filamentherstellers wird eine Druckbetttemperatur von $T_B = 120$ °C empfohlen. Auch Li et al. haben als Druckbetttemperatur $T_B = 130$ °C festgelegt und begründen die Wahl der Temperatur damit, dass gute Haftung am Druckbett sowie kein prozessbegleitendes Warming beobachtet worden ist [Li+17].

Die Bauteilhaftung wird in dem geschilderten Verfahren dieser Arbeit durch die Raftstruktur sichergestellt. Außerdem soll durch eine geringere Temperatur der Bauplattform ein Abkühlen der Probekörper in den unteren Lagen gefördert werden. Hintergrund der angestrebten Abkühlung ist es, vergleichbare Prozessbedingungen für die Herstellung unterer Lagen (nahe des Druckbetts) und oberer Lagen (Lagenzahl > 100) zu erwirken,

um einen Lagenverbund unabhängig von der Bauteilhöhe untersuchen zu können. Dieser Zusammenhang wird im Stand der Technik hinreichend untersucht [RD19]. Außerdem sind Kristallisationsprozesse temperaturgetrieben. So können erhöhte Betttemperaturen die Materialeigenschaften nahe des Druckbetts ungewollt beeinflussen. Eine hohe Temperatur des Druckbetts ist entsprechend als Störfaktor auf die Qualitätsmerkmale Lagenverbund und Verzug zu interpretieren, sodass diese auf die genannten $T_B = 75\text{ °C}$ limitiert wird.

Über die Druckbetttemperatur hinaus wird die Probertemperatur auch von der Umgebungstemperatur T_U beeinflusst. Diese kann mit rund 21 °C grundlegend als konstant angenommen werden. Da die Bauraumtemperatur hingegen über die Versuchsdauer durchaus variieren kann und beispielsweise bei Öffnung des Hallentores durch fallende Umgebungstemperaturen gestört wird, ist die Temperatur des Bauraums als potentielle Störgröße während der Versuche mitgezeichnet worden und liegt im Mittel bei rund $25 - 27\text{ °C}$. Auch wenn der abgeschlossene Druckraum nicht thermisch isoliert ist, kann davon ausgegangen werden, dass der Druckprozess nicht durch instationäre Luftströmungen gestört wird. In den mitgezeichneten Temperaturen wurden keine auffälligen Schwankungen beobachtet.

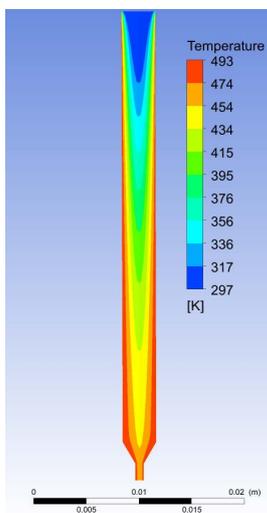
FLM-Parameter Die Prozessparameter, vergleiche Tabelle 5.3, werden derart gewählt, dass ein stabiler Fertigungsprozess über einen möglichst großen Versuchsraum ermöglicht wird. Die Konstruktion des rotatorischen Druckkopfes wurde im Hinblick auf einen Extrusionsdüsendurchmesser von $0,6\text{ mm}$ ausgearbeitet. Eine stabiler Extrusionsprozess setzt eine ausreichende Füllung der Düse voraus. Entsprechend wird die Spurbreite b_s zwischen 100% und 150% des Düsendurchmessers und im Falle dieser Durchführung zu $b_s = 0,75\text{ mm}$ bzw. $b_s = 125\% * d_D$ gewählt. [Sim23]

Tabelle 5.3: Konstante, gewählte Prozessparameter

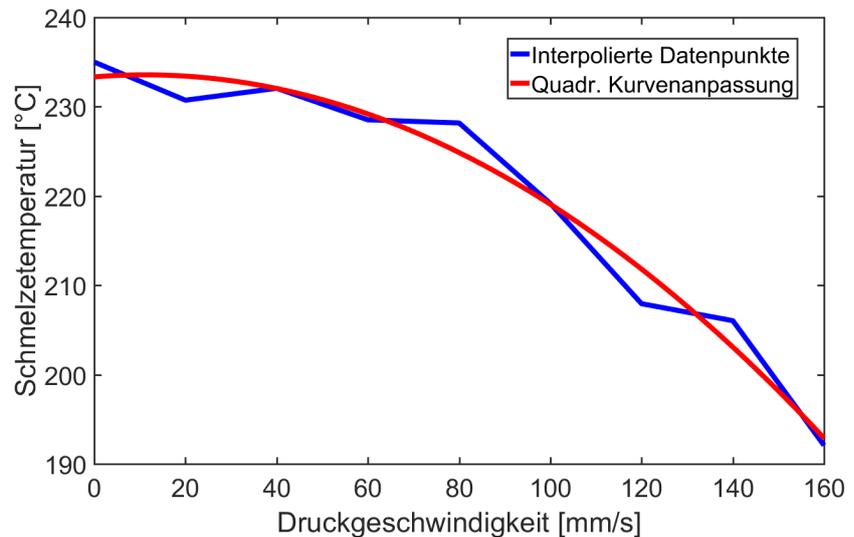
<i>Parameter</i>	<i>Wert</i>
<i>Betttemperatur</i>	75 °C
<i>Layerhöhe</i>	$0,30\text{ mm}$
<i>Bahnbreite</i>	$0,75\text{ mm}$
<i>Druckgeschwindigkeit</i>	25 mm s^{-1}
<i>Umgebungstemperatur</i>	$\sim 21\text{ °C}$
<i>Bauraumtemperatur</i>	$25-27\text{ °C}$

Die Spurbreite wird entsprechend der breiteren Düse und der höheren Layerbreite auf $0,3\text{ mm}$ festgelegt. Damit ist die gewählte Layerhöhe größer als der etablierte Standard von Desktop-Geräten ($0,2\text{ mm}$), jedoch wird damit ein vergleichbares Verhältnis aus Layerbreite zu Layerhöhe ($b_s : h_s = 2,5$) eingehalten.

Die Druckgeschwindigkeit wird auf einen vergleichsweise niedrigen Wert von 25 mm s^{-1} festgelegt. Derart niedrige Geschwindigkeiten werden in der Regel beim Druck des ersten Layers oder bei der Verarbeitung kritischer Materialien (biegeschlaffe Filamente, niedrige Wärmeleitfähigkeit, hoch viskose Schmelzen) verwendet. Die Wahl einer niedrigen Druckgeschwindigkeit lässt sich jedoch damit begründen, dass mit steigender Extrusionsgeschwindigkeit die Druckqualität abnimmt. Abbildung 5.10a zeigt eine Fluidsimulation, welche die Temperaturverteilung des Schmelzestroms innerhalb einer konstruktiv vergleichbaren Heißkanaldüse für eine Druckgeschwindigkeit v_P von 80 mm s^{-1} und das Material PLA abbildet. Es ist zu erkennen, dass die Schmelze bei hohen Extrusionsraten nicht vollständig homogen temperiert werden kann. Auch ein angenähertes Modell, an experimentell erhobene Daten, zeigt den Abfall der Schmelzetemperatur mit steigender Extrusionsgeschwindigkeit auf, vergleiche Abbildung 5.10b. Niedrige Extrusionstemperaturen und hohe Extrusionsraten bedingen wiederum hohe Extrusionsdrücke, welche zu Fehldosierungen der viskoelastischen Schmelze führen. Mit fallender Temperatur der Heißkanaldüse werden diese Faktoren weiter verstärkt, vergleiche Abbildung 5.11, bis die Schmelze nicht mehr vollständig aufgeschmolzen werden kann und die Drücke derart ansteigen, dass die maximale Vorschubkraft des Extruders überschritten wird und die Extrusion abreißt.



(a) Fluidsimulation der Filamentaufschmelzung in der Heißkanaldüse [Ben17]



(b) Schmelzetemperatur am Düsenaustritt in Abhängigkeit der Extrusionsgeschwindigkeit [Ben17]

Abbildung 5.10: Simulativ und empirisch erhobene Ergebnisse zur Schmelzetemperatur

Diese Ergebnisse können aufgrund konstruktiver und materialspezifischer Ähnlichkeiten qualitativ auf den Versuchsaufbau übertragen werden. Da die Extrusionstemperatur als Einflussfaktor im Rahmen der Versuchsdurchführung variiert wird und auch niedrige

Extrusionstemperaturen Gegenstand der Untersuchung sind, wird ein Anstieg der Extrusionskräfte aufgrund erhöhter Schmelzeviskositäten erwartet. Die geschilderten Störeffekte der abfallenden Schmelzetemperatur und erhöhter Extrusionsdrücke infolge hoher Extrusionsraten lassen sich während der Versuchsdurchführung nicht erfassen, da benötigte Sensorik nicht in den Versuchsaufbau integriert werden kann, vergleiche Kapitel 4. Damit ist diese systematische Störgröße nicht quantifizierbar und unbekannt. Deshalb wird entsprechend die verhältnismäßig niedrige, aber dennoch dem Verfahren gerechte Druckgeschwindigkeit v_P von 25 mm s^{-1} gewählt, um diese Störgröße gering zu halten. Außerdem wird bei der Versuchsplanung eine Fertigungs-Strategie entwickelt, welche die Vergleichbarkeit von Probekörpern unter Berücksichtigung der dargestellten Effekte möglichst maximiert.

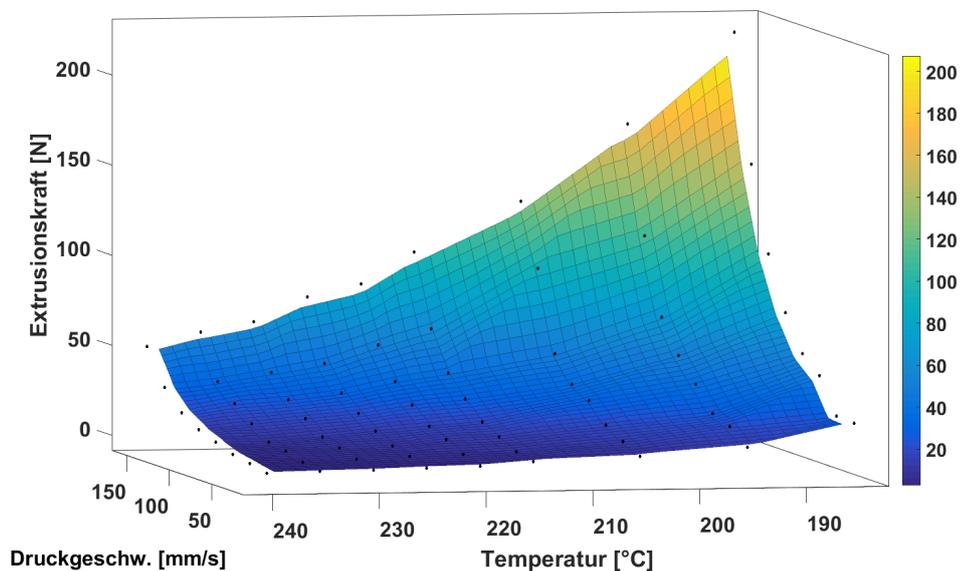


Abbildung 5.11: Gemessene Extrusionskräfte in Abhängigkeit der Temperatur des Heißkanals und der Extrusionsgeschwindigkeit [Ben17]

5.2.3 Ermittlung von Prozessgrenzen

Für die Versuchsplanung sind zunächst Prozessgrenzen bestimmt worden. Für die Laserleistung wurde im Kapitel 5.1.3 eine maximale Leistung von 2000 mW ermittelt, da für höhere Leistungen Hinweise auf Materialdegradation beobachtet worden sind.

Bezogen auf die Kühlung sind unterschiedliche Betriebsdrücke des Druckluftkühlers getestet worden. Ab einem Druck von 0,5 bar konnten für hohe Extrusionstemperaturen makroskopische Fehlstellen im Bauteil sowie deutliche Fadenbildung identifiziert werden. Folglich ist der Luftdruck auf 0,4 bar limitiert worden.

Die Prozessgrenzen für die Extrusionstemperatur orientieren sich an den empfohlenen Extrusionsparametern aus dem Datenblatt des Filamentherstellers. Das Datenblatt gibt einen Verarbeitungsbereich zwischen 220 und 250 °C für das FLM-Verfahren vor, für welchen gute Ergebnisse zu erwarten sind [Vol27]. Der Materialhersteller empfiehlt als maximale Verarbeitungstemperatur 270 °C [ARK22]. Im Rahmen der Versuchsdurchführung wird untersucht, ob die Prozessmodifikationen der Vorwärmung und Kühlung diesen Parameterbereich sinnvoll erweitern. Die untere Grenze ist im Vorversuch zu 225 °C bestimmt worden und stellt die Extrusionstemperatur dar, für welche mechanisch belastbare Bauteile ohne Prozessmodifikationen fertigbar sind. Oberhalb einer Extrusionstemperatur von 275 °C konnte eine Geruchsentwicklung wahrgenommen und eine Raumentwicklung beobachtet werden, sodass von thermischer Degradation ausgegangen werden musste. Eine Übersicht der resultierenden Prozessgrenzen für die Versuchsplanung ist in Tabelle 5.4 gegeben.

Tabelle 5.4: Ermittelte Prozessgrenzen für Einflussfaktoren

<i>Parameter</i>	Untere Grenze	Obere Grenze
<i>Düsentemperatur</i>	225 °C	275 °C
<i>Laserleistung</i>	0 mW	2 000 mW
<i>Luftdruck</i>	0 Pa	40 000 Pa

5.3 Statistische Versuchsplanung

In den vorausgegangenen Kapiteln ist das Versuchssystem mit seinen Eigenschaften, Einflüssen, Zusammenhängen und Randbedingungen detailliert dargestellt worden. Auf dieser Grundlage wird ein Versuchsplan erstellt, welcher es erlaubt, die Effekte gewählter Faktoren auf Qualitätsmerkmale zu untersuchen. Die Analyse- und Prüfmethode der statistischen Versuchsplanung stellen dabei unter anderem sicher, echte Effekte zu identifizieren und gegenüber Effekten abzugrenzen, welche durch Messrauschen in Erscheinung treten. Es kann geprüft werden, ob der Umfang an Versuchswiederholungen ausreicht und sinnvoll gewählt ist. Außerdem kann die Validität von Vorhersagemodellen untersucht werden.

Zunächst wird betrachtet, dass zufällige Versuchsstreuungen in jeder Messreihe auftreten und berücksichtigt werden müssen. Sie führen dazu, dass zwei unabhängige systematisch gleiche Versuche unterschiedliche Ergebnisse liefern können. Deshalb ist es nötig, zufällige oder scheinbare und wahre Effekten zu erkennen und zu unterscheiden. Wahre Effekte lassen sich auf Änderungen von Einflussgrößen und deren Einfluss auf das Qualitätsmerkmal zurückführen. Sie zeichnen sich durch Reproduzierbarkeit aus. Scheinbare Effekte hingegen treten zufällig auf und bedingen das Streuen des Versuchsergebnisses.

Hinter statistischen Untersuchungen steht der Grundgedanke, zu testen, ob sich eine **Nullhypothese** widerlegen lässt. Die Nullhypothese besagt, dass ein gewählter Faktor keinen Einfluss auf das Qualitätsmerkmal hat. Mittels statistischer Tests wird untersucht, ob ein signifikanter Einfluss vorliegt und die Nullhypothese damit widerlegt wird. Besteht kein begründeter Zweifel an der Richtigkeit der Nullhypothese, so hat der Faktor keinen belegten Einfluss auf die Zielgröße. Ob ein begründeter Zweifel vorliegt oder nicht, wird über Wahrscheinlichkeiten ausgedrückt, deren Schwelle vor der Untersuchung festgelegt wird.

Das Problem, ob man den Effekt eines Faktors als wahr akzeptiert oder nicht, kann aus zwei Perspektiven betrachtet werden. Das Risiko, einen Effekt fälschlicherweise als wahren Effekt anzunehmen und die Nullhypothese zu verwerfen, wird als α -Risiko bezeichnet. Die zweite Betrachtung, die des β -Risikos, beschreibt die Wahrscheinlichkeit, die Nullhypothese zu Unrecht zu akzeptieren und einen wahren Effekt nicht als solchen zu erkennen. Die bewährte Vorgehensweise ist dabei, das α -Risiko zur Bewertung von Effekten zu kontrollieren, während das β -Risiko oder die **Power** ($1 - \beta$) zur Abschätzung des Versuchsumfangs herangezogen wird. Das α -Risiko wird in der Regel zwischen 1 % und 10 % gewählt, wobei für die meisten Untersuchungen ein α -Risiko von 5 % Anwendung findet.

Bei der Wahl des α -Risikos ist zu beachten, dass man einerseits Gefahr läuft, einen scheinbaren Effekt als wahren Effekt zu ermitteln (hohes α -Risiko) und andererseits einen wahren Effekt nicht erkennen zu können (niedriges α -Risiko). So hängt die Wahl des α -Risikos von dem Versuchsumfang (Kosten/Verfügbarkeit), der erwarteten Stärke des Effekts in Relation zur Streuung sowie der Relevanz der Antwort (Risikobereitschaft/Sicherheitsrelevanz) ab. Das β -Risiko ergibt sich aus der Wahl des Stichprobenumfangs, der Höhe der zu erkennenden Effektänderung und des gewählten α -Risikos.

Da die Ergebnisse der Modellbildung nicht für sicherheitsrelevante Prozessänderungen verwendet werden, sondern dem Prozessverständnis dienen, wird kein besonders niedriges α -Risiko gefordert. Außerdem unterliegen nach dem FLM-Prozess hergestellte Proben verfahrensbedingten Qualitätsmängeln, was zu erhöhten Streuungen mechanischer Kennwerten führt. Doch auch der Versuchsumfang muss aus Gründen der Anlagen-, Zeit- und Materialverfügbarkeit moderat gehalten werden, sodass die Streuung nicht durch umfangreiche Versuchswiederholungen kompensiert werden kann, was in Kapitel 5.4.2 näher erläutert wird. Im Rahmen der Untersuchungen dieser Arbeit wird das α -Risiko deshalb auf ein moderates Risiko von $\alpha = 5\%$ festgelegt. Dieser Wert entspricht dem bewährten Standard und stellt für viele Untersuchungen einen Kompromiss zwischen Versuchsumfang und Risikobereitschaft dar.

Viele statistische Auswertungsmethoden setzen voraus, dass Versuche unabhängig voneinander durchgeführt worden sind. Denn nur, wenn Versuche keine Zusammenhänge untereinander aufweisen, können systematische Einflüsse bzw. Fehler identifiziert und von Einflüssen untersuchter Faktoren differenziert werden. Um diese Voraussetzungen zu liefern, müssen folgende Prinzipien bei der Versuchsplanung berücksichtigt werden.

Randomisierung Die Randomisierung eines Versuchsplans bedeutet, dass Versuche in einer zufällig gewählten Reihenfolge durchgeführt werden. Damit wird erreicht, dass systematische Störgrößen identifiziert werden können. Zeitlich, örtlich oder mit fortschreitendem Betrieb veränderliche Einflussgrößen, wie beispielsweise ein Maschinenverschleiß oder die Umgebungstemperatur, können das Qualitätsmerkmal beeinflussen. In einem nicht randomisierten Versuchsplan können derartige Störgrößen fälschlicherweise untersuchten Effekten zugeordnet werden, was zur Verzerrung der Effektstärke und damit auch der Signifikanz eines Effekts einhergeht. [SvH17]

Wiederholung Wiederholungen von Versuchen ermöglichen es, das Rauschen von Ergebnissen zwischen unterschiedlichen Stufen zu minimieren und das Versuchsrauschen abzuschätzen. Mit steigender Anzahl an Versuchsdurchführungen n kann die Varianz des Mittelwertes reduziert werden. Dieser unterliegt einer Normalverteilung um den Mittelwert μ mit einer Varianz von $\frac{\sigma^2}{n}$. So liegt der Mittelwert eines Stichprobenumfangs mit einer Wahrscheinlichkeit von rund 95 % in dem Intervall aus Gleichung 5.2. In Bezug auf Versuchswiederholungen ist zu beachten, dass es sich um vollständige Wiederholungen des Versuchs handelt. Eine erneute Vermessung einer Probe stellt dabei keine Versuchswiederholung dar. Vielmehr müssen die Faktorstufen für eine Wiederholung neu eingestellt, angefahren oder justiert werden, um eine vollständige Aussagekraft zu liefern. [SvH17]

$$\mu \pm 2\sqrt{\frac{\sigma^2}{n}} \quad (5.2)$$

Blockbildung Die Blockbildung ist ein weiteres Mittel, welches genutzt wird, um systematische Fehler erkennen und reduzieren zu können. Dabei wird versucht, fehlerhafte Einflüsse von möglicherweise bekannten, aber nicht kontrollierbaren Faktoren zu quantifizieren und von den zu untersuchenden Faktoreffekten abzugrenzen. Bei der Randomisierung hingegen werden die Effekte systematischer Fehler nicht quantifiziert, sondern zufällig verteilt. Dadurch wird das Messrauschen potentiell erhöht, aber eine systematische Verzerrung der Faktoreinflüsse vermieden. So kann über die Blockbildung das Messrauschen verringert sowie Effekte von Störeinflüssen analysiert werden. Insbesondere, wenn die Vergleichbarkeit von Versuchswiederholungen nicht sichergestellt werden kann, sollte eine Blockbildung vorgenommen werden, da dadurch beispielsweise ein systematischer Effekt abweichender Eigenschaften einer neuen Materialcharge entdeckt und bei der Untersuchung von Fak-

toeffekten berücksichtigt werden können. Bei der Analyse der Versuchsdaten wird die Blockbildung als zusätzlicher Faktor berücksichtigt und auf Signifikanz untersucht.

Versuchsplanung - Der vollfaktorielle Versuchsplan Formuliertes Ziel der empirischen Untersuchung ist die Analyse der Effekte von Laserleistung und Kühlung vornehmlich auf den Lagenverbund und den Verzug FLM-gefertigter Bauteile.

In dieser Arbeit wird ein vollfaktorieller Versuchsplan genutzt. Wie aus der vergleichenden Tabelle 5.5 zu entnehmen ist, wird gegenüber anderen Designs ein erheblich höherer Versuchsaufwand in Kauf genommen. Vorteil des vollfaktoriellen Versuchsplans ist die Auswertbarkeit von Hauptfaktoren, Wechselwirkungen sowie quadratischen Effekten. Somit können nicht nur Einflussfaktoren identifiziert, sondern auch Wirkzusammenhänge zwischen den einzelnen Faktoren erkannt und quantifiziert werden [MMB15].

Tabelle 5.5: Vergleich unterschiedlicher Designs von Versuchsplänen nach [CRG22]

	Vollfaktoriell	Teilfaktoriell	Plackett-Burmann	Taguchi	DSD	CCD	D-Optimal
orthogonal	✓	✓	✓	✓	✓	✓	x
quadratisch	✓	x	x	teilweise	✓	✓	✓
kubisch	✓	x	x	teilweise	x	✓	✓
Wechselwirkungen	✓	teilw. Typ IV oder Typ V+	teilw. bei ausr. Freiheitsgraden	x	teilw. bei ausr. Freiheitsgraden	entspr. Grundplan	✓
Anzahl der Versuche	sehr groß	mittel	gering	sehr gering	sehr gering	groß	gering
Teilauswertung vorab	x	x	x	x	x	✓	x
Einschränkungen mögl.	x	x	x	x	x	x	✓

Faktoren und Faktorstufen Im einleitenden Kapitel 5.1 sind die Faktoren, die zur Untersuchung der Zielgrößen ausgewählt werden, eingeführt worden. Diese Faktoren sind die Laserleistung, der Luftdruck des Kühlluftstroms sowie die Temperatur der Heißkanaldüse. Im Folgenden werden diese Faktoren vereinfacht als Laserleistung, Kühlung und Temperatur bezeichnet.

Zunächst sind Grenzen für die Einstellung der Faktoren festgelegt worden. Für die Kühlung ist ein Druck 0,5 bar ermittelt worden, ab welchem bei hohen Extrusionstemperaturen über 270 °C makroskopische Defekte erkennbar werden. Für die Laserleistung ist in Kapitel 5.1.3 gezeigt worden, dass Anzeichen für Zersetzungsprozesse durch eine Laserleistung von

2 500 mW (bei 60 mm s^{-1}), vergleiche Abbildung 5.5, hervorgerufen werden. Damit stellt diese Leistung für diese Arbeit die obere Grenze der anwendbaren Laserleistung dar.

Für die Temperatur der Heißkanaldüse wird die Verarbeitungsangaben des Filamentherstellers für den herkömmlichen FLM-Prozess berücksichtigt. Dieser Bereich wird erweitert, um zu ermitteln, ob die Prozessmodifikationen eine Verarbeitung über die empfohlenen Verarbeitungstemperaturen hinaus ermöglichen oder sogar bessere Ergebnisse erzielen können. Ab einer Temperatur von $275 \text{ }^\circ\text{C}$ konnten Ausgasungen beobachtet und Gerüche wahrgenommen werden, die auf eine thermische Zersetzung schließen lassen. Unterhalb einer Temperatur von $225 \text{ }^\circ\text{C}$ haben Testbauteile keine ausreichende Festigkeit zur Produktion von Verzugsprobekörpern erreicht. Da sich Eigenspannungen in den Rohlingen der Festigkeitsproben stärker agglomerieren, können für $225 \text{ }^\circ\text{C}$ keine Probekörper gefertigt werden, sodass dieser Versuchsplan auf vier Temperaturstufen begrenzt wird, vergleiche Abbildung 5.13.

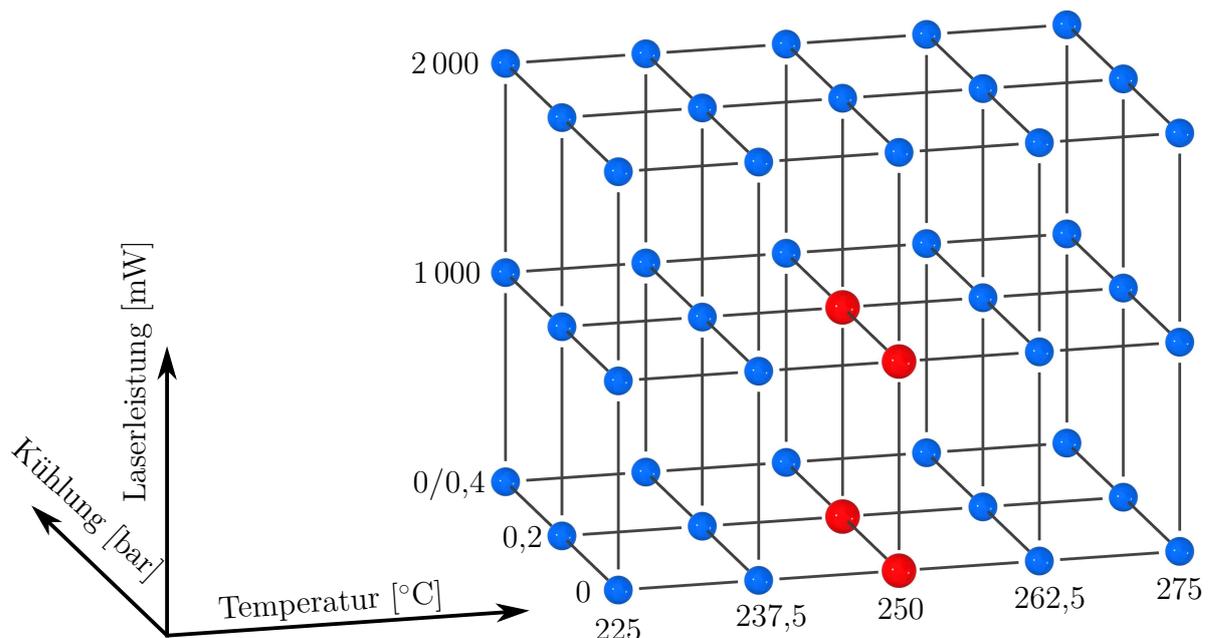


Abbildung 5.12: Versuchsplan der Verzugsuntersuchungen

Durch die Stufen der Faktoren Laserleistung und Kühlung wird der mögliche Versuchsraum vollständig abgedeckt. Dabei sind drei Stufen gewählt worden, um Wechselwirkungen und quadratische Effekte der Faktoren untersuchen zu können. Mit einem Luftdruck von 0,4 bar und einer Laserleistung von 2 000 mW sind die oberen Grenzen festgelegt. Die unteren Grenzen stellen jeweils den ausgeschalteten Zustand dar. Die mittleren Stufen liegen bei dem halben Wert der oberen Grenze. Für die Temperatur der Heißkanaldüse sind fünf Stufen gewählt worden. Damit sollen die Potentiale der Prozessmodifikation insbesondere für kalte und heiße Verarbeitungstemperaturen aufgezeigt und mögliche Optima in Bezug

auf den Lagenverbund und den Verzug ermittelt werden, welche insbesondere für hohe und niedrige Temperaturen erwartet werden. Entsprechend sind die Grenztemperaturbereiche von 225°C und 275°C sowie drei Stufen im Bereich der materialspezifischen Verarbeitungstemperaturen zu $237,5^{\circ}\text{C}$, 250°C und $262,5^{\circ}\text{C}$ festgelegt worden. Folglich ist der in Abbildung 5.12 dargestellte vollfaktorielle Versuchsplan aus 45 Einzelversuchen erstellt worden. Jede Kugel entspricht dabei einem Einzelversuch. Die in rot dargestellten Kugeln stellen Faktorkombinationen dar, für welche Versuche mit dem zusätzlichen Faktor Probenanzahl beziehungsweise Layerzeit durchgeführt worden sind. Diese Faktorkombinationen wurden mit Versuchsdurchführungen ergänzt, in denen die Probenanzahl auf fünf, zwei oder eine einzelne Probe je Fertigungsprozess reduziert worden sind, sodass sich die Stufen zur Untersuchung des Faktors Probenanzahl zu zehn, fünf, zwei und eins ergeben.

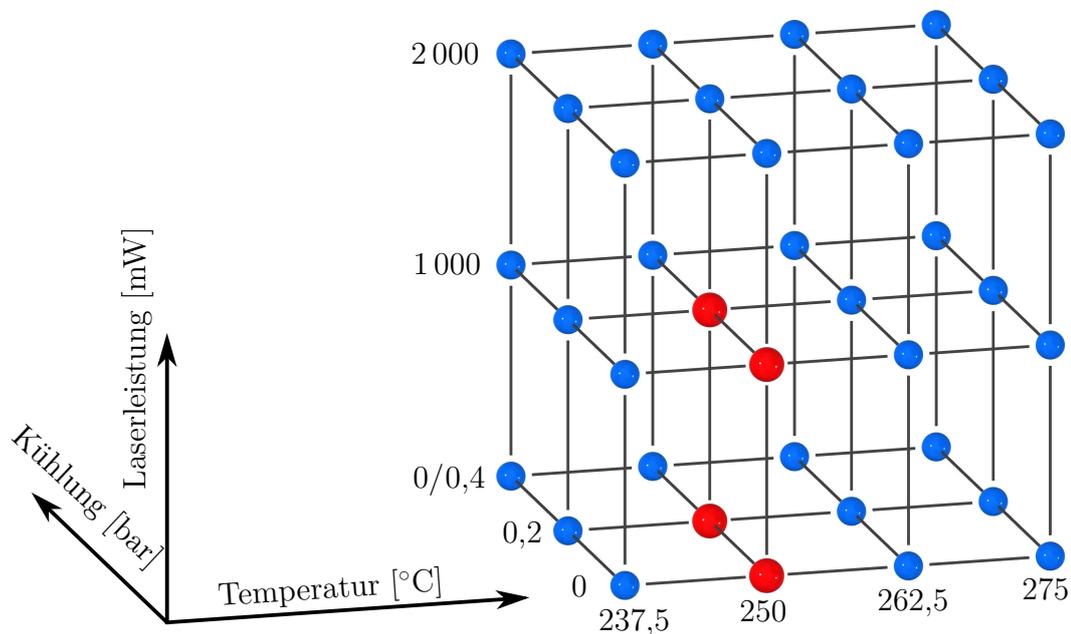


Abbildung 5.13: Versuchsplan der Festigkeitsuntersuchungen

Versuchsumfang Der Versuchsumfang kann überschlägig berechnet werden, jedoch gilt auch, dass ein vollfaktorieller Versuchsplan mit nur einer Wiederholung ($n=1$) grundsätzlich ausgewertet werden kann. Vorausgesetzt wird dafür, dass mindestens fünf Faktoren oder 32 Faktorstufenkombinationen vorliegen [Kle16]. Zur Abschätzung der Wahrscheinlichkeiten von Effekten macht man sich zunutze, dass die fälschlich beobachteten Effekte zufällig, also normalverteilt, auftreten würden und keinem Faktor zugeordnet werden können. Effekte, die als Ausreißer aus der Normalverteilung identifiziert werden, werden als mögliche Effekte untersucht. Im Falle der vorliegenden Versuchspläne handelt es sich um 36 (Festigkeit) beziehungsweise 45 (Verzug) Faktorstufenkombinationen, sodass eine relativ

gute Auswertbarkeit auch bei nur einer Versuchsdurchführung erwartet wird, vergleiche Abbildungen 5.12 und 5.13.

Abweichung von der vollständigen Randomisierung Bei der Erstellung der Versuchspläne ist von einer vollständigen Randomisierung der Versuchsreihen im Hinblick auf die Variation der Düsentemperatur T_H abgewichen worden. Dieses Vorgehen lässt sich damit begründen, dass die Düsentemperatur in einem FLM-Produktionsprozess nicht mit ausreichender Dynamik zwischen einzelnen Probekörpern variiert werden kann und somit keine zuverlässige Temperierung gewährleistet wird.

Eine alternative Möglichkeit wäre die Produktion einzelner Proben pro Versuchsdurchlauf. Von diesem Vorgehen wird abgesehen, da eine Wechselwirkung zwischen dem Lagenverbund und der benötigten Zeit für die Fertigstellung eines Layers erwartet wird, vergleiche Abbildung 2.24. Geringe Layerzeiten bedingen dabei eine Temperaturerhöhung der bereits abgelegten Bahnen. Doch eine Temperaturerhöhung wird ebenfalls durch die Laservorwärmung angestrebt, deren Effekt einen zu untersuchenden Faktor des Versuchsplans darstellt. Die Layerzeit wird nicht als zusätzlicher Faktor in den Versuchsplan aufgenommen, um einen praktikablen Versuchsumfang zu erhalten. Dessen Einfluss auf den Lagenverbund fällt mit zunehmender Layerzeit degressiv ab, vergleiche Abbildung 2.24. Eine Erhöhung der mittleren Bauteiltemperatur, aufgrund kurzer Layerzeiten, bedingt durch einen kleinen Probekörper, stellt eines von vielen Produktionsszenarien dar. Für dieses Szenario wird ein besserer Lagenverbund erwartet.

Ziel der Untersuchung ist jedoch vielmehr, den Lagenverbund für möglichst alle Bauteildimensionen und -formen zu verbessern. Die Anzahl der Probekörper pro Versuchsdurchlauf des Hauptversuchsplans (blaue Kugeln) wird deshalb auf zehn erhöht, um die Zeit für die Fertigung eines Layers zu verlängern und deren Effekt auf den Lagenverbund möglichst gering zu halten. Durch dieses Vorgehen nähert sich die Temperaturverteilung im Bauteil einem prozessgerechten thermischen Gleichgewichtszustand an, an welchem die Effekte der Laservorwärmung zielführend abgebildet werden können.

Um den Versuchsumfang, die Probenanzahl und den Materialaufwand, trotz der Erhöhung der Probekörperanzahl pro Versuchsdurchlauf, in moderatem Maße zu halten, wird deshalb auf eine vollständige Randomisierung verzichtet. Die Düsentemperatur T_H wird innerhalb einer Versuchsdurchführung konstant gehalten, während die weiteren Faktoren variiert werden, was in der Literatur der Versuchsplanung als Split-Plot Versuche (engl. split plot designs) bezeichnet wird [Kle16; SvH17]. Damit wird die Anzahl der effektiven Versuchsdurchführungen auf die Faktorstufen der Düsentemperatur T_H begrenzt und um den Faktor aller Faktorkombinationen der Laserleistung und der Kühlung gekürzt. Für

jeweils drei Faktorstufen der Laserleistung und der Kühlung verringert sich die Anzahl der Versuchsdurchführungen damit um den Faktor neun. Die resultierenden Versuchspläne sind dem Anhang in tabellarischer Form angefügt, vergleiche Anhang A.1. Eine Tabelle entspricht einer einzelnen Versuchsdurchführung und ein Unterkapitel jeweils einer Durchführung eines Versuchsplans.

5.4 Entwicklung der Prüfstrategien

Bei der Entwicklung der Strategien zur Materialprüfung und Probenherstellung ist der Versuchsaufwand stets zu berücksichtigen. Grundsätzlich ist der zeitliche Aufwand für die Herstellung von Proben nach dem FLM-Verfahren als hoch anzunehmen. Sowohl die Materialkonditionierung als auch die Einstellung, Ausrichtung und Kalibrierung der Versuchsanlage muss sichergestellt werden. Zusätzlich muss die Funktion der Sensortechnik, wie beispielsweise die Überwachung der Umgebungstemperatur T_U , geprüft werden. Jedem einzelnen Versuch geht eine Temperierungsphase von 30 min voraus. Der FLM-Prozess läuft vollautomatisiert ab, jedoch wird jeder einzelne Versuch durch den Anlagenbediener gestartet und beendet. Vor- und Nachbearbeitungsschritte sind zeitkritisch, sodass diese unmittelbar vor beziehungsweise nach dem Versuch durchgeführt werden müssen.

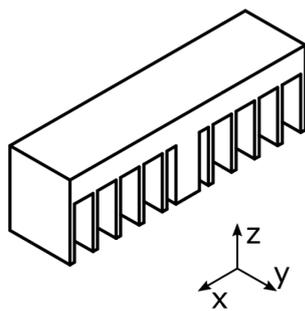
Aufgrund des hohen Versuchsaufwands bezogen auf die Versuchszeit sowie vor- und nachgelagerten Bearbeitungsschritte ist die Probenanzahl bei der Versuchsdurchführung stets zu berücksichtigen. Im Folgenden wird die Entwicklung der Prüfstrategien im Hinblick auf die Qualitätsmerkmale Verzug und Festigkeit erläutert.

5.4.1 Untersuchung des Bauteilverzugs

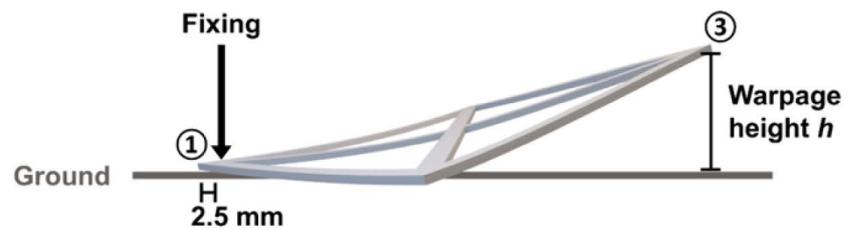
Eigenspannungen in Thermoplasten werden klassisch durch Schrumpfunguntersuchungen oder mit Mitteln der Spannungsoptik untersucht [Eye20b]. Beide Verfahren finden in dieser Arbeit keine Verwendung, da die Verfügbarkeit der Prüfeinrichtungen nicht gegeben ist.

Im Hinblick auf additive Fertigungsverfahren haben sich noch keine Testverfahren zur Untersuchung von Eigenspannungen und Verzug etabliert. Im Entwurf des Blattes 3.2 der VDI-Richtlinie VDI 3405 Gestaltungsempfehlungen für Prüfkörper und Prüfmerkmale wird eine Strategie zur Untersuchung von Eigenspannungen formuliert [VDI19]. In Abbildung 5.14a ist der empfohlene Prüfkörper dargestellt. In wissenschaftlichen Publikationen, wie beispielsweise von Schirmeister et al. oder Nazan et al., sind weitere Probekörpergeometrien genutzt worden [Naz+17; Sch+21]. Dabei werden unterschiedliche Strategien ersichtlich, um das prozessbegleitende Warping zu verhindern und den Verzug auswerten zu können. Der Prüfkörper aus VDI 3405 wird im Fertigungsprozess durch schmale Streben

niedergehalten, während eine Schrumpfung des Prüfkörpers gezielt ermöglicht wird, sodass kein Warping stattfindet, vergleiche Abbildung 5.14a. Schirmeister et al. hingegen haben einen Probekörper mit großer Kontaktfläche sowie geringer Steifigkeit gewählt, sodass die Haftung zwischen Bett und Probekörper die Eigenspannungen übertrifft, vergleiche 5.14b. Beide Strategien ermöglichen die Auswertung des Verzugs nach Ablösen des Probekörpers vom Druckbett.



(a) Prüfkörper zur Bewertung von Eigenspannungen und Verzug [VDI19]



(b) Prüfstrategie mit Rechteckprobe von Schirmeister et al. [Sch+21]

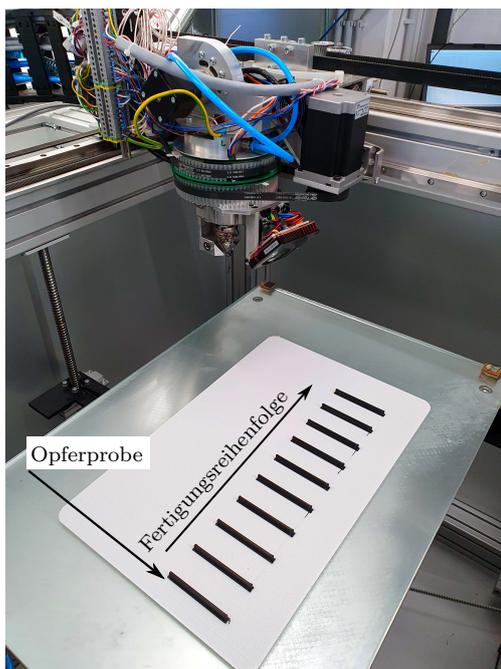
Abbildung 5.14: Probekörpergeometrien zur Beurteilung von Eigenspannungen und Verzug

Beide Probegeometrien weisen einen erhöhten Komplexitätsgrad sowie Fertigungsaufwand auf. Insbesondere der Prüfkörper aus der VDI 3405 kann mit dem Prototypen des rotatorischen Druckkopfes nicht zielführend hergestellt werden, da vielzählige Travel- und Wendebewegungen den modifizierten Prozess behindern. Deshalb ist in dieser Arbeit eine weitere Prüfmethode entwickelt worden, welche auf der im Kapitel 5.2.1 vorgestellten Strategie der Nutzung einer Raftstruktur aufbaut. Aufgrund der guten Haftung des PET-G-Rafts auf dem Druckbett sowie der formschlüssigen Verknüpfung zwischen Probe (PA12) und Raft können Prüfkörper in Form von Wänden gedruckt werden. Trotz vergleichbar geringer Grundfläche und großem Querschnitt kann prozessbegleitendes Warping unterbunden werden. Probekörper mit den Abmaßen $l \times b \times h = 70 \times 3 \times 7$ haben in Vorversuchen einen guten Kompromiss im Hinblick auf

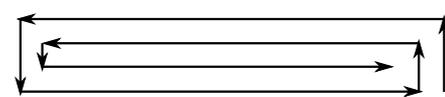
- eine geringe Fertigungszeit,
- einen quantifizierbaren/hohen Verzug,
- eine hohe Probensteifigkeit,
- geringe Abmessungen,
- sowie auf eine gute Kompatibilität mit dem modifizierten Verfahren geliefert.

In einem Vergleich zu ähnlichen Geometrien konnte in Vorversuchen darüber hinaus die geringste relative Standardabweichung im Hinblick auf den Verzug festgestellt werden. Um eine gute Verknüpfung zwischen Raft und Probe zu erhalten, wird der Abstand der ersten Lage zum Raft auf 0,05 mm verringert und ein Brim von zwei zusätzlichen Außenbahnen ergänzt.

In den Abbildungen 5.15a und 5.15b sind gefertigte Probekörper auf einem Raft dargestellt, welche in einer einzigen Versuchsdurchführung gefertigt worden sind. Es wird jeweils eine Schicht pro Probe unter Einhaltung der dargestellten Fertigungsreihenfolge abgelegt, bis eine Höhe von 7 mm des Probekörpers erreicht ist. Da die Travel-Bewegung von der letzten zur ersten Probe länger andauert, wird für eine bessere Vergleichbarkeit unter den Proben eine Opferprobe als erste Probe eingefügt, welche nicht für die Versuchsauswertung verwendet wird. Um wiederholgenaue Fertigungsdurchläufe der Proben mit festgelegter Geometrie jedoch variabler Probenanzahl sicherzustellen, ist ein Programm zur Erstellung des G-Codes entwickelt worden.



(a) Probenanordnung auf einem Raft



Maschinenpfad

(b) Gedruckte Verzugproben auf einem Raft

Abbildung 5.15: Proben zur Beurteilung von Eigenspannungen und Verzug

G-Code Erstellung Slicinganwendungen verfügen über eine hohe Anzahl an Algorithmen, welche die Ablage der Bahnen im Hinblick auf eine hohe Bauteilqualität und einen effizienten Fertigungsprozess optimieren. Bezogen auf eine Versuchsdurchführung können sich diese Algorithmen nachteilig auswirken, da je nach Probenanordnung unterschiedliche Maschinenpfade resultieren können. Um eine hohe Vergleichbarkeit zwischen den

Proben zu gewährleisten, ist deshalb ein Skript geschrieben worden, welches für jede Versuchsdurchführung einen exakt vorgegebenen gleichförmigen Maschinencode generiert. Bei Ausführung des Skriptes wird ein Terminal aufgerufen und ein Dialog gestartet, in welchen die Parameter für die Fertigung jeder einzelnen Probe eingegeben werden.

Jede Probe wird unter Einhaltung des in 5.15b dargestellten Maschinenpfads gefertigt. In Richtung der Probenlänge wird der Winkel der Rotationsachsen mit den im Kapitel 5.1.3 festgelegten Winkeln vorgegeben. Die Achsbewegungen der Rotationsachsen finden jeweils synchron zur Translation in Richtung der Probenbreite statt, sodass ein flüssiger Fertigungsprozess resultiert. Während dieser Bewegung sind der Laser und die Kühlung nicht exakt auf den Probekörper ausgerichtet. Diese Abweichung vom Prozess wird zugunsten des flüssigeren Prozessablaufes akzeptiert.

Zwischen den Probekörpern wird ein festgelegter Abstand von 36 mm eingehalten. Dieser großzügige Abstand mindert den Einfluss störender Effekte, wie dem Kühlluftstrom benachbarter Proben, auf den jeweiligen Probekörper. Gleichzeitig wird ein Temperaturstau zwischen den Proben verhindert. Nach einem Versuchsdurchlauf können bis zu zwei weiteren Versuchsreihen in die verbliebenen Lücken auf das Raft gedruckt werden.

Erste Untersuchungen haben gezeigt, dass die Dauer, welche die Proben auf dem Druckbett verweilen, einen erheblichen Einfluss auf den ausgebildeten und messbaren Verzug hat. Durch längere Verweilzeiten können Eigenspannungen über Relaxationsprozesse abgebaut werden. Dies wird insbesondere durch die erhöhte Temperatur des Druckbetts begünstigt [Eye20a]. Aus diesem Grund werden die Probekörper unmittelbar nach der Fertigstellung vom Druckbett gelöst.

Lösen von Probekörpern Die formschlüssig mit dem Raft verbundenen Proben werden mechanisch gelöst. Dazu wird das Brim mit Hilfe eines Cutter-Messers beidseitig eingeschnitten. Anschließend wird der Probekörper entlang seiner langen Kante von dem Raft gehoben. Durch das Hebeln wird der Formschluss zwischen der Probe und dem Raft gelöst. Da das Hebeln der Probe ausschließlich über dessen lange Seite hohen Querschnitts erfolgt, wird einer plastischen Verformung des Körpers vorgebeugt.

Mit dem Lösen der Proben von dem Raft werden die verbliebenen Eigenspannungen frei, was in einen Verzug resultiert. Dieser Verzug kann anschließend messtechnisch erfasst werden und stellt ein Qualitätsmerkmal der Versuchsplanung, vergleiche Kapitel 5.3, dar.

Messung des Verzugs Die Probengeometrie sowie die Fertigungsstrategie sind derart festgelegt, dass eine gerichtete Entstehung von Eigenspannungen und damit ein gerichteter Verzug resultiert. Dieser Verzug kann messtechnisch ermittelt werden und stellt ein Maß für den prozessbegleitenden Eigenspannungszustand des Probekörpers dar.

Zur Vermessung des Probekörpers kann keine Einzelpunktmessung verwendet werden. Vielmehr kann die exakte Bestimmung der Probekörpergeometrie nur über eine dreidimensionale Vermessung erfolgen. Da sich der Probekörper nach Ablösung von dem Raft geometrie- und prozessbedingt maßgeblich bogenförmig in der y-z-Ebene verformt, kann eine zweidimensionale Vermessung des Probenprofils erfolgen, um den gerichteten Verzug zu messen.

In Abbildung 5.16 ist der Messaufbau zur Ermittlung des Probenverzugs dargestellt. Zur Vermessung des Probenprofils wird ein Optisches Präzisions-Mikrometer (oder auch Lichtbandmikrometer) der Firma Mico Epsilon verwendet. Ein Glasbett wird in der FLM-Anlage plaziert, sodass es über das Druckbett hinausragt. Das Lichtbandmikrometer wird an die verfahrbare x-Achse derart montiert, dass das Laser-Lichtband durch die Glasscheibe hindurch scheint. Der Probekörper wird auf eine Seitenfläche gelegt und in Richtung der x-Achse ausgerichtet.

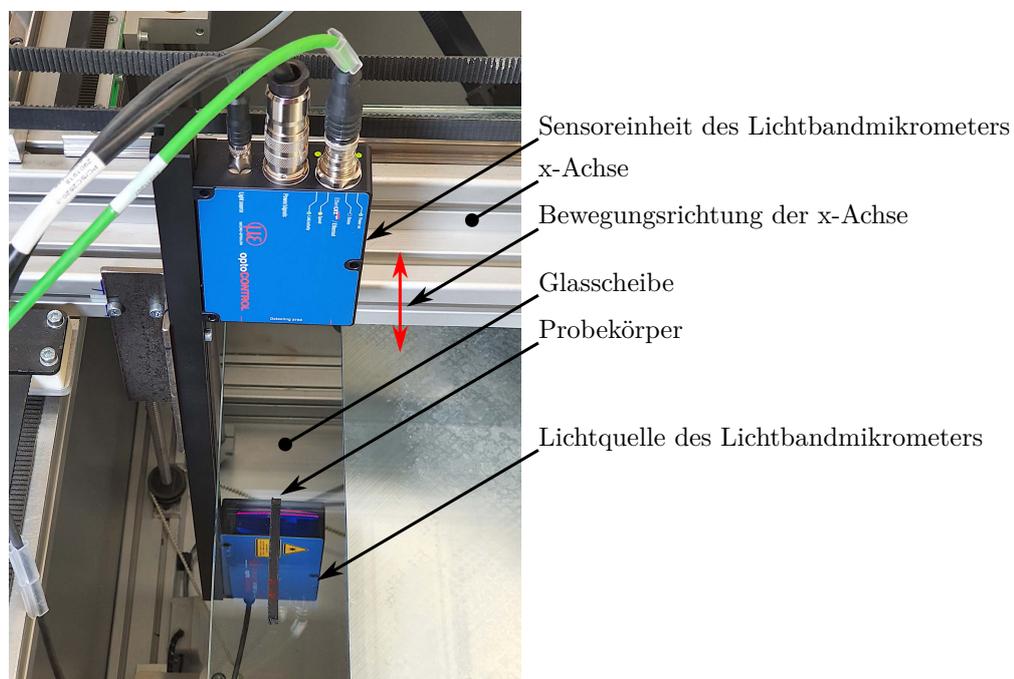


Abbildung 5.16: Optische Erfassung des Verzugs mittels eines Lichtbandmikrometers

Das Mikrometer kann unterschiedliche Messaufgaben ausführen, wobei grundsätzlich Kanten durch Abschattung detektiert werden. Auf diese Art und Weise können Kanten,

Durchmesser oder Spalte detektiert und vermessen werden. Bezogen auf die Messgenauigkeit weist das Mikrometer eine Linearität von $\leq \pm 12 \mu\text{m}$ und eine Wiederholgenauigkeit von $\leq 5 \mu\text{m}$ bei einer Auflösung von $1 \mu\text{m}$ auf [MIC22], sodass eine präzise Bestimmung der Kanten des Probekörpers möglich wird.

Um das Profil der Probekörper vermessen zu können, wird das Lichtbandmikrometer mit einer Geschwindigkeit (x-Achse) von 25 mm s^{-1} verfahren. Dabei werden die Kanten in einer Messsoftware via Ethernet mit einer Messfrequenz von $2,5 \text{ kHz}$ aufgenommen, sodass 100 Messungen pro Millimeter Probenlänge erfolgen. Das vermessene Probenprofil der Probe D06 ist in Abbildung 5.17 abgebildet. Die rote Linie stellt die vermessene obere Kante der Probe dar, während die grüne Linie die untere Probenkante darstellt, welche die charakteristische Verzahnung zum Raft aufzeigt.

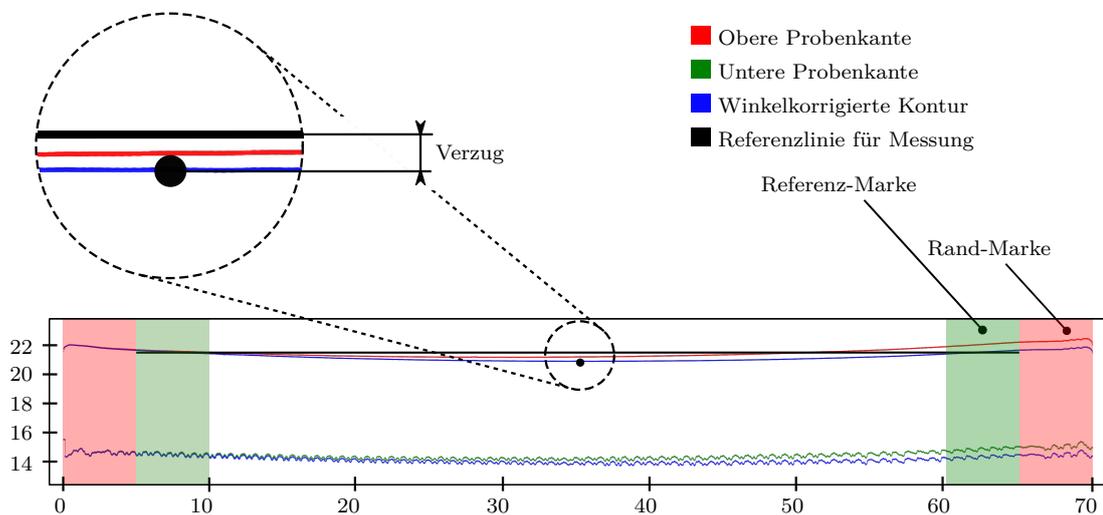


Abbildung 5.17: Mittels des Lichtbandmikrometers gemessenes Profil der Verzugsprobe D06

Nach der Vermessung der oberen und unteren Probenkante werden die Messdaten durch ein programmiertes Skript automatisch ausgewertet. Durch das Skript werden zunächst Markenbereiche an den Probenenden festgelegt und ausgewertet, welche in Abbildung 5.17 leicht rot bzw. grün hinterlegt worden sind. Die äußeren 5 mm (rote Bereiche) der Probe werden als Rand-Bereiche von der Auswertung ausgeschlossen, da sich hier, wie in Abbildung 5.18 zu erkennen, Extrusionsfehler anhäufen können. Zur Auswertung wird maßgeblich die obere Bauteilkante verwendet, da diese gegenüber der unteren Kante eine bessere Oberfläche vorweist. Angrenzend an die Randbereiche werden Bereiche von 5 mm Breite als Referenzmarken definiert. In diesen Bereichen wird jeweils ein Mittelwert für die gemessenen Punkte der oberen Kante gebildet. Anschließend wird über die ermittelten Punkte und unter Ausnutzung der Trigonometrie der winkelige Ausrichtungsfehler des Probekörpers gegenüber der Vermessungsrichtung berechnet und korrigiert. Die blau

dargestellten Linien zeigen die winkelig ausgerichtete Probengeometrie, vergleiche Abbildung 5.17. Die schwarze Linie verbindet die beiden Auswertungsmarken. Relativ zu dieser Referenzlinie wird der Abstand des niedrigsten Punktes der oberen Kante ermittelt. Dieser Abstand l_V ist ein Maß für die Durchbiegung und wird zur Quantifizierung des Probenverzugs herangezogen.

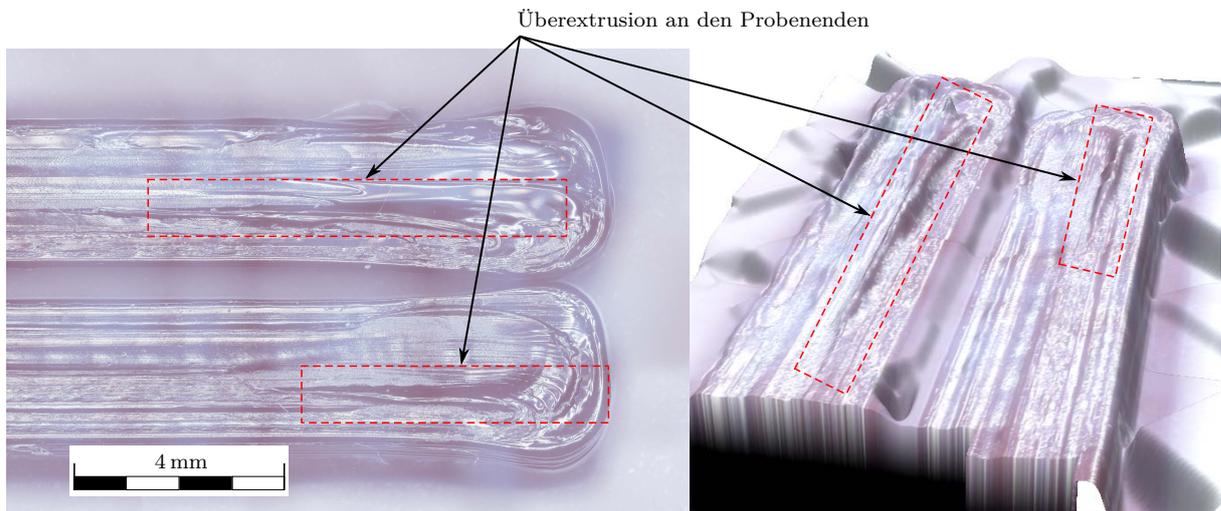


Abbildung 5.18: Mikroskopische Aufnahmen der Probekörper J11 und L11

Dadurch dass die äußeren 5 mm nicht ausgewertet werden, können fehlerhafte Vermessungen von Extrusionsabweichungen an den Randbereichen weitestgehend vermieden werden. In Abbildung 5.18 sind mikroskopische Aufnahmen der Ränder von Probe J11 und L11 abgebildet. Die Aufnahmen zeigen, dass für einzelne Proben Überextrusionen beobachtet werden können, welche über den definierten Randbereich von 5 mm hinaus gehen. Um die optische Auswertung der oberen Kante sicherzustellen sind diese charakteristischen Überextrusionen bei allen betroffenen Probekörpern im Randbereich mittels eines Cutter-Messers entfernt worden.

5.4.2 Untersuchung der mechanischen Bauteileigenschaften

Werkstoffe und Bauteile werden in der klassischen Materialprüfung entweder zerstörungsfrei oder zerstörend geprüft. Materialkennwerte wie die Festigkeit oder Steifigkeit werden in zerstörenden mechanischen Prüfungen ermittelt. Der Zugversuch hat sich als effizientes Prüfverfahren zur Ermittlung der Festigkeit und des E-Moduls etabliert und wird im Rahmen dieser Arbeit zur Prüfung der mechanischen Zugeigenschaften herangezogen.

Zugprüfung nach DIN EN ISO 527

In der Norm ISO 16396-2 ist die Herstellung von Probekörpern und die Bestimmung von Eigenschaften von Polyamid Formmassen geregelt. Für die Untersuchung der Zugeigenschaften von Polyamiden wird die DIN EN ISO 527 vorgegeben. [Deu20]

Die Prüfvorschrift DIN EN ISO 527-1 behandelt grundsätzlich die Bestimmung der Zugeigenschaften von Kunststoffen. Nylon wird nach dieser Norm als steifer Kunststoff mit Zug-Elastizitätsmodulen über 700 MPa eingestuft [Deu19a]. Damit kann diese Norm als Prüfvorschrift angewandt werden. Im zweiten Teil der Norm werden die Prüfbedingungen für Form- und Extrusionsmassen behandelt und geeignete Probekörper eingeführt [Deu12].

Auswahl geeigneter Probekörper

Wie bereits in dem Grundlagenkapitel zum FLM-Verfahren 2.1.3 erläutert, ist die Produktionsleistung des Verfahrens durch den erreichbaren Materialaustrag limitiert. Entsprechend nimmt die Herstellung von Probekörpern viel Zeit in Anspruch. Da auch die Haltbarkeit des Versuchsstands aufgrund von stetigem Verschleiß kritischer Anlagenkomponenten ein Problem darstellen kann, wird grundsätzlich angestrebt, sowohl die Probenanzahl als auch die Probengröße gering zu halten.

Untersuchungsgegenstand ist neben dem Verzug von Probekörpern der Lagenzusammenhalt der Probekörper in Aufbaurichtung (z-Richtung). Entsprechend müssen Zugproben in Aufbaurichtung ausgerichtet produziert werden. Da Bauteile im FLM-Verfahren vom Druckbett aus in Aufbaurichtung generativ gefertigt werden, ergibt sich die ausschließliche Festlegung und Stabilisierung des Bauteils auf dem Druckbett. Probekörper, welche sich vorwiegend in Aufbaurichtung, vergleiche Ausrichtung ZY in Abbildung 5.20a, erstrecken, weisen folglich eine herabgesetzte Haftung und Stabilität auf dem Druckbett auf, da einerseits die Haftfläche gering ist und andererseits Prozesskräfte über den erhöhten Hebel der Bauteilhöhe auf die Verbindung wirken. Aufgrund der alleinigen Festlegung des Bauteils an der Haftfläche kann auch eine geringe Eigensteifigkeit der Probe zu Produktionsfehlern und Produktionsabbrüchen führen. Außerdem können Prozesskräfte eine prozessbegleitende elastische Verformung des Probekörpers bedingen, was zu einer fehlerhaften Materialablage führt. Abbott et al. haben den Lagenverbund in z-Richtung von ABS untersucht und konnten einige Festigkeitsuntersuchungen aufgrund der genannten Problematiken nicht durchführen [Abb+18]. Selbst bei etablierten Materialien und FLM-Anlagen, wie beispielsweise von Stratasys, ist die Fertigung von Proben in Aufbaurichtung mit erheblichen Problemen verbunden [LH13].

Folglich gilt es, eine Probengeometrie zu entwickeln, welche einerseits eine ausreichende Länge aufweist, um den Lagenverbund im Zugversuch zu charakterisieren, und andererseits nach dem FLM-Verfahren hergestellt werden kann. Grundsätzlich sind Probekörper aus Kunststoffen in ISO 20753 und speziell für Form- und Extrusionsmassen in der DIN EN ISO 527-2 genormt. Die Gesamtlänge für die Probekörper sind auf 170 mm (Typ 1A oder A1) oder ≥ 150 mm (Typ 1B oder A2) festgelegt [Deu12; Deu19b]. Diese Längen können bei einem Querschnitt von 20 mm Breite und 4 mm Dicke nicht zuverlässig in Aufbaurichtung, stehend, gedruckt werden. Auch die Erstellung eines Probenrohlings mit erhöhter Breite würde zu keiner ausreichenden Versteifung des Bauteils auf dem Druckbett führen. Eine erhebliche Erhöhung der Probendicke ist unter Einhaltung der Geometrie nicht möglich, ohne die Eigenschaften des FLM-Bauteils nachhaltig zu verändern. Die Probendicke soll im Rahmen der nachgelagerten Bearbeitung nicht verändert werden. Im Anhang der DIN EN ISO 527-2 werden verkleinerte Probekörper vorgestellt, welche alternativ zu den Typen 1A und 1B verwendet werden können, wenn Probekörper in den geforderten Dimensionen nicht herzustellen sind [Deu12]. Diese Probekörper weisen eine Gesamtlänge von ≥ 75 mm (Typ 1BA) bzw. ≥ 30 mm (Typ 1BB) sowie eine Dicke von ≥ 2 mm auf. Diese Probekörperformate gleichen den in ISO 20753 vorgestellten Typen Typ A12 und A15 [Deu19b]. Damit ergibt sich die Möglichkeit, Zugproben mit verringerter Gesamtlänge in Aufbaurichtung zu fertigen.

Ziel der mechanischen Untersuchungen ist nicht die reine Bestimmung optimaler Fertigungsparameter, sondern vielmehr eine möglichst umfassende Charakterisierung des Zusammenhangs zwischen Fertigungsparametern und der Qualität des Lagenverbunds. Aus diesem Grund werden auch die Prozessgrenzen untersucht, für welche mangelhafte Ergebnisse erwartet werden. Um besonders diese Prozessgrenzen trotz geringer mechanischer Belastbarkeit des Lagenverbunds untersuchen zu können, wird die Probenbreite, im Vergleich zu den genormten Probekörpern aus ISO 527-2 und ISO 20753, von 5 auf 7,5 mm vergrößert und damit die Stabilität der Probekörper erhöht, vergleiche Abbildung 5.19. Gegenüber den in den Normen DIN EN ISO 527-2 und ISO 20753 vorgestellten verkleinerten Probekörpern handelt es sich damit nicht mehr um eine maßstabsgerechte Anpassung der Geometrie. Dadurch wird die Vergleichbarkeit der absoluten Materialkennwerte mit solchen aus der Literatur herabgesetzt. Die hohe Ähnlichkeit zu den Prüfnormen lässt dennoch eine grundlegende Vergleichbarkeit erwarten. Andererseits wird durch den höheren Probenquerschnitt die zerstörungsfreie Handhabung der fragilen Probekörper in vorgelagerten Arbeitsschritten gewährleistet und die relativ zur Probengeometrie gesehen klein erwarteten Prüfkräfte werden vergrößert. Durch die Erhöhung der Prüfkräfte wird das Verhältnis von Störgrößen der mechanischen Prüfungen, wie Spannkraften oder Messabweichungen gegenüber dem Messwert, verringert.

Die Abmessungen der mechanisch stabilisierten Proben sind in Abbildung 5.19 dargestellt. Trotz der höheren Stabilität muss die Herstellung der Proben in Aufbaurichtung (z-Richtung) als problematisch bewertet werden. Das Verhältnis aus geringem Querschnitt zu großer Probenhöhe bedingt eine geringe Stabilität im Fertigungsprozess. Außerdem sorgen Prozessfehler beim Ansetzen und Absetzen eines Extrusionsprozesses für individuelle Bauteilfehler, welche die Versuchsstreuung in hohem Maß beeinflussen können. Deshalb werden Probenrohlinge größeren Querschnitts gefertigt, aus welchen mehrere Zugproben herausgetrennt werden können. In Abbildung 5.20b ist die gewählte Geometrie des Rohlings sowie das Schnittmuster für die Probekörper dargestellt.

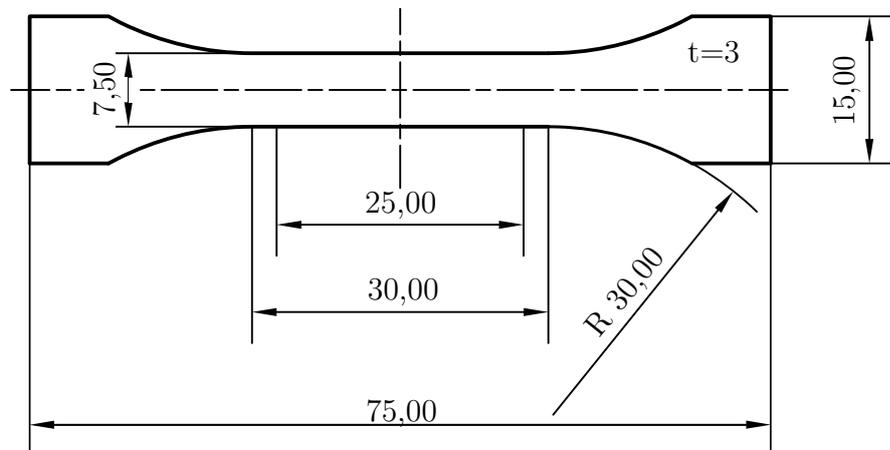


Abbildung 5.19: Geometrie der verwendeten Zugproben

Untersuchungsschwerpunkt stellt die Materialfestigkeit in Aufbaurichtung (hier: stehende Proben in ZY-Ausrichtung) dar. Zusätzlich werden zur Bewertung der Anisotropie weitere Probenausrichtungen (seitlich liegende Proben in YZ-Ausrichtung und flach aufliegende Proben in YX-Ausrichtung), wie in Abbildung 5.20a dargestellt, gefertigt und analysiert. Da die Probekörper mit ZY- und YZ-Ausrichtung in einer Ebene liegen, können diese in einer Versuchsdurchführung gefertigt werden. So wurde ein Rohling designed, aus welchem vier stehende (ZY) und eine seitlich liegende Probe (YZ) mittels Wasserstrahlschneiden, vergleiche Kapitel 5.5.1, herausgetrennt werden.

Aufgrund der hohen Schwindung und verbundenen Eigenspannungen ist die Fertigung von großflächigen Rohlingen kritisch. Aus diesem Grund sind die Dimensionen so klein wie möglich gehalten worden. Gleichzeitig werden so viele Probekörper wie möglich aus dem Rohling geschnitten. Die in DIN EN ISO 527-1 geforderte Anzahl von fünf Probekörpern ist jedoch aufgrund des hohen Fertigungsaufwands nicht umsetzbar [Deu19a]. Bezogen auf den Probenschnitt bleiben die An- und Absatzstellen mit charakteristischen Über- und Unterextrusionen im Randbereich des Rohlings als Abfall zurück, vergleiche Abbildung 5.20b. Im unteren Bereich des Rohlings sind Fasen vorgesehen worden, um die Haftung am

Druckbett zu erhöhen und die resultierenden Spannungsspitzen an dem Rand des Rohlings gegenüber dem Raft zu verringern.

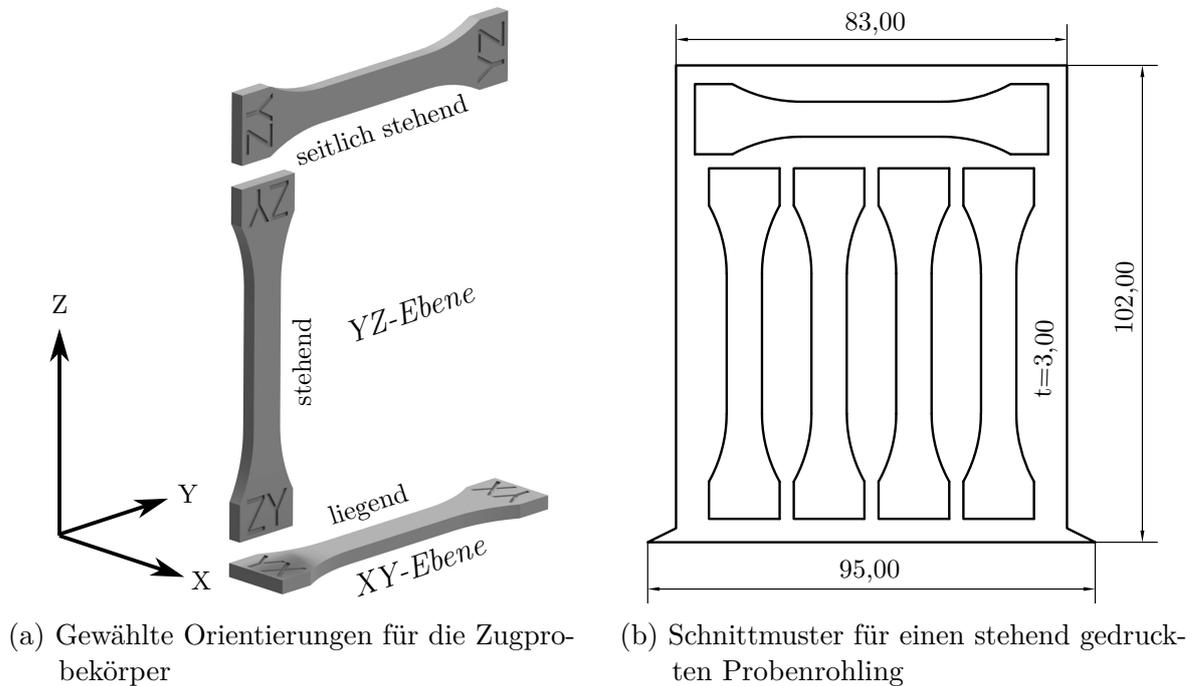


Abbildung 5.20: Anordnung der Zugproben im Versuchsraum

Der gedruckte Rohling für die flach aufliegenden Vergleichsproben in YX-Ausrichtung weist vergleichbar große Abmessungen auf, vergleiche Abbildung 5.21, was durch die große Kontaktfläche zum Druckbett möglich wird, sodass auf ein Raft verzichtet werden kann.

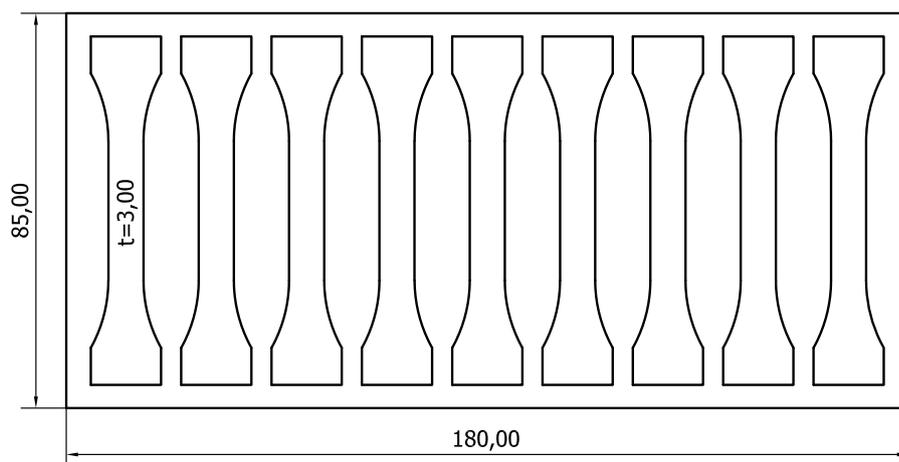


Abbildung 5.21: Schnittmuster für die flach liegend gedruckten Probekörper (YX-Ausrichtung)

Ein Rohling ist jeweils in neun Zonen aufgeteilt worden, in welcher eine Faktorkombination aus Laserleistung und Kühlung angewendet wird. Auf diese Weise werden alle Probekörper einer Temperaturstufe in einem Druckprozess gefertigt. Die Layerzeit dieser Rohlinggeometrie liegt um den Faktor sechs höher gegenüber der Fertigung von neun stehenden Rohlingen, was bei der Bewertung der Versuchsreihen untereinander Berücksichtigung finden muss.

Probenvermessung

Die Bestimmung der Probenabmessungen wird in Anlehnung an DIN EN ISO 16012 durchgeführt [Deu16]. Für die Bestimmung der mechanischen Kenngrößen ist dabei insbesondere die Probendicke und die Probenbreite von Interesse. Beide Maße werden an drei Messpunkten, über die Prüflänge verteilt, mittels einer digitalen Mikrometermessschraube (Mahr 40 EWS) bestimmt.

Zusätzlich ist das Profil der Zugproben nach dem in Kapitel 5.4.1 vorgestellten Verfahren optisch vermessen worden. Durch das berührungslose Messgerät werden die größtmöglichen Maße des Probekörpers gemessen, sodass Wölbungen, Grate und Extrusionsfehler die Messung mitbestimmen. Dadurch können die absoluten Messergebnisse von Kontaktmessgeräten abweichen. [Deu16]

Die berührungslose Vermessung dient demnach nicht der Bestimmung der Probenabmaße, sondern vielmehr dazu, die Formabweichungen infolge von Probenverzug zu bestimmen. Die optischen Messdaten werden mittels eines programmierten Skripts automatisiert vorausgewertet und anschließend in Kapitel 5.5.3 analysiert.

Prüfmaschine

Zur Durchführung der Zugprüfung wird die Universalprüfmaschine Galdabini Quasar 25 kN des Fachgebiet Maschinenelemente verwendet. Diese Anlage genügt der Norm DIN EN ISO 7500-1 und ist mit einem taktilen Extensometer der Typs Galdabini QUASAR MICRON ausgestattet. Dieses Extensometer ermöglicht die Bestimmung des Zugmoduls mit einer Auflösung von $0,1\ \mu\text{m}$ und schaltet anschließend auf ein Wegmesssystem mit einer Auflösung von $10,26\ \mu\text{m}$ um. Um eine höhere Genauigkeit im Bereich der zu erwartenden Prüfkräfte zu erreichen, ist die Lastzelle U10M 2,5 kN der Firma HBM mit einer Genauigkeitsklasse von 0,02 in die Prüfmaschine eingesetzt worden.

Einspannen der Probe

Die Einspannung der Probekörper erfolgt mittig zwischen den Spannzeugen und mittig innerhalb der Spannbacken, koaxial zur Zugachse der Prüfmaschine [Deu19a]. Um eine

einheitliche Einspannung der Proben in den manuellen Keilspannzeugen zu ermöglichen, ist die in den Abbildungen 5.22 dargestellte Lehre konstruiert und mittels des FLM-Verfahrens gefertigt worden. Unter Zuhilfenahme dieser Lehren wird die horizontale und vertikale Position der Probekörper sowie die koaxiale Ausrichtung der Spannzeuge zueinander sichergestellt. Zunächst wird die Probe unter Zuhilfenahme der Lehre in die obere Einspannung eingesetzt. Das Spannzeug wird handfest angezogen, sodass ein Schlupf zwischen Probe und Spannzeug vermieden wird und eine Vorschädigung im Bereich der Aufspannung ausbleibt. Mit eingesetzter Probe kann die Kraftmessdose tariert werden. Anschließend werden die Spannzeuge mittels der Lehre zueinander ausgerichtet und das untere Spannzeug angezogen. Beim Anziehen der Spannzeuge können Zugkräfte induziert werden, welche bei Beginn der Zugprüfung durch die Prüfroutine bis auf 2 N Vorspannkraft abgebaut werden.

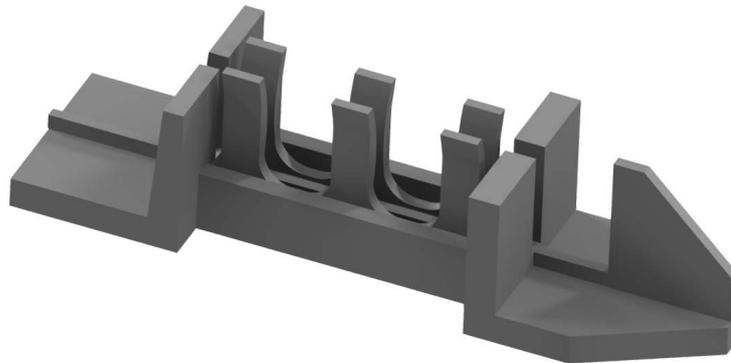


Abbildung 5.22: Lehre zur Ausrichtung der Probekörper in den Spannzeugen der Zugprüfmaschine

Die Einspannlänge L der Zugproben beträgt 56,00 mm. Das Extensometer ist mittig zwischen den Spannzeugen ausgerichtet. Dabei entspricht die Messlänge L_0 25,00 mm.

Ermittlung des Zugmoduls

Zu Beginn der Zugprüfung wird der Zugmodul nach DIN527-1 im Bereich der Proben-
dehnung zwischen 0,05 % und 0,25 % bestimmt. Nach Erreichen der Vorspannkraft wird
das Extensometer pneumatisch geschlossen und der Zugmodul ermittelt. Dafür wird die
Probe bis zu einer Dehnung von 0,3 % be- und anschließend wieder entlastet. Die Dehnrate
wird möglichst nahe $1\% \text{ min}^{-1}$ gewählt. Für einen Standard-Probekörper entspricht dies
einer Prüfgeschwindigkeit v_T von 1 mm min^{-1} . Für die gewählten Probekörper mit einem
Anfangsabstand zwischen den Klemmen von 56 mm ergibt sich die genormte Prüfgeschwin-
digkeit v_T von $0,5 \text{ mm min}^{-1}$. Auf eine Extensometerkalibrierung nach ISO 9513 wird
verzichtet, da das Gerät werkskalibriert ausgeliefert worden ist. Das verwendete Extensometer
genügt den Anforderungen der Zugmodulbestimmung. Aufgrund der verkleinerten
Probengeometrie ist keine grundsätzliche Vergleichbarkeit der ermittelten Zugmodule mit

Kennwerten aus der Literatur gegeben. Dennoch wird der Zugmodul für die durchgeführten Versuche bestimmt und als relativer Vergleichswert innerhalb der Versuchsreihe ausgewertet.

Prüfgeschwindigkeit

Nachdem die Probe nach der Zugmodulbestimmung vollständig entlastet ist, wird der Zugversuch durchgeführt. Die verwendbaren Prüfgeschwindigkeiten sind in DIN EN ISO 527-1 genormt. Die Norm für Extrusionsformmassen, DIN EN ISO 527-2, sieht für Standardprobekörper der Typen 1A und 1B eine beliebige dieser Prüfgeschwindigkeiten vor [Deu19a]. Zur Ermittlung und Darstellung vergleichbarer Einpunktkennwerte wird die Norm DIN EN ISO 30350 herangezogen. Diese Norm sieht für Standardprobekörper nach ISO 527-2 vor, dass eine Probe nach Ermittlung des Zugmoduls mit einer Prüfgeschwindigkeit von 50 mm min^{-1} bis zum Versagen zu belasten ist. Sofern deren Bruchdehnung 10 % unterschreitet, ist eine Prüfgeschwindigkeit von 5 mm s^{-1} anzuwenden [Deu18].

Des Weiteren muss für die in dieser Arbeit gewählten Probekörper beachtet werden, dass die Prüflänge erheblich verkürzt ist. Deshalb muss die Prüfgeschwindigkeit gemäß ISO 527-2 Anhang A an die vorliegende Dehnrates bei einer Standardprobe angepasst werden. Diese lässt sich mit Gleichung 5.3, der Prüfgeschwindigkeit v_T von 50 mm min^{-1} und dem Anfangsabstand zwischen den Klemmen 115 mm zu $\dot{\epsilon} = 43,48 \% \text{ min}^{-1}$ bestimmen. Für die in dieser Arbeit verwendete Probenlänge von l_3 von 75 mm und den angepassten Anfangsabstand zwischen den Klemmen L von 56 mm ergibt sich die dehnratenäquivalente Prüfgeschwindigkeit zu $24,35 \text{ mm min}^{-1}$. Die nach ISO 527-1 zulässige Prüfgeschwindigkeit v_T von 20 mm min^{-1} kommt dem errechneten v_T am nächsten und kann für die Prüfung des Materials verwendet werden.

$$\dot{\epsilon} = \frac{\delta\epsilon}{\delta t} = \frac{v_T}{L} \quad (5.3)$$

Vorversuche haben gezeigt, dass für in z-Richtung gefertigte Proben geringe Bruchdehnungen von unter 10 % auftreten können. Entsprechend sollte die Prüfgeschwindigkeit v_T an den spröden Versagensfall der Testprobe angepasst werden. Polyamide selbst gelten im konditionierten Zustand als nicht spröde, sondern zäh [Dom13]. Für den gewählten Werkstoff *Rilsamid®AESNO TL* (PA12) werden Bruchdehnungen $\geq 50 \%$ angegeben [ARK21]. Um die Vergleichbarkeit der Ergebnisse mit Literaturwerten zu verbessern, wird die Prüfgeschwindigkeit deshalb lediglich bezogen auf den Größenfaktor angepasst und zu 20 mm min^{-1} bestimmt.

5.5 Durchführung des Versuchsplans

Die Durchführung der Versuchspläne erfolgt nach den in Kapitel 5.4 vorgestellten Prüfstrategien. In den folgenden Unterkapiteln werden vor und nachgelagerte Arbeitsschritte beschrieben. Bauteile, die nach dem FLM-Verfahren gefertigt werden, können charakteristische Abweichungen von der vorgegebenen Geometrie aufweisen. Insbesondere für nicht ideale Prozessparameter werden die Abweichungen größer. Deshalb kann es nötig sein, die Probekörper und Rohlinge nach dem Fertigungsprozess nachzubearbeiten, bevor eine Auswertung erfolgen kann.

Trocknung des Ausgangswerkstoffs Polyamide weisen hygroskopisches Materialverhalten auf. Im direkten Kontakt mit Wasser oder in feuchter Luftatmosphäre nehmen sie Wasser auf. Dabei stellt sich je nach Umgebungsklima ein Gleichgewicht ein [LAN07]. Für den in dieser Arbeit behandelten Werkstoff *Rilsamid®AESNO TL* ist die Wasseraufnahme bei Sättigung nach ISO 62 im Datenblatt mit 1,6 % angegeben [Deu08; ARK21].

Für die Herstellung von Probekörpern aus Polyamiden wird vorausgesetzt, dass der Ausgangswerkstoff im trockenen Zustand verarbeitet wird [Deu20]. Das verwendete Filament wurde vom Hersteller getrocknet und im versiegelten Vakuumbbeutel geliefert. Vor der Probenherstellung wurde das Material nach Herstellerangaben im Klimaschrank erneut vorgetrocknet. Demnach ist das Material bei einer Temperatur von 80 °C und 0 % Luftfeuchtigkeit für 4,5 Stunden getrocknet worden. [ARK21]

5.5.1 Wasserstrahlschneiden der Zugproben

Für das Heraustrennen der Probekörper aus den gefertigten Rohlingen ist das Mikro-Wasserstrahlschneiden gewählt worden, nachdem es gegenüber anderen Trennverfahren, wie dem Laserschneiden, dem Fräsen oder Sägen, evaluiert worden ist (Wasserdüse 0,12 mm Typ27 Saphir). Bei thermischen Trennverfahren, wie dem Laserschneiden, muss mit hohen Temperaturen an den Schnittflächen gerechnet werden, welche die Materialeigenschaften der Probekörper irreversibel beeinflussen. Bei dem abrasiven Wasserstrahlschneiden wird der Prozess durch das Schnittmedium selbst gekühlt, sodass davon ausgegangen werden kann, dass der Probekörper thermisch nicht signifikant beeinflusst wird.

Spangebende Trennverfahren, wie das Sägen oder Fräsen, ebenso wie Schnitt- oder Stanzprozesse bedingen erhöhte Schnitt- und Spannkkräfte, welche zur Vorschädigung von Proben führen können. Dagegen sind bei dem Wasserstrahlschneiden infolge der hohen Schneidleistung keine hohen Prozesskräfte zu erwarten. Damit ist die Wahl auch aufgrund der guten Verfügbarkeit und hohen Wirtschaftlichkeit auf dieses Verfahren gefallen.

Um ein gutes Schnittergebnis zu erzielen, sollten nach Rücksprache mit dem Fachpersonal Stegbreiten ≥ 3 mm zwischen den einzelnen Proben vorgesehen werden, vergleiche Abbildung 5.20b. Wie im Kapitel 5.5 beschrieben, wird das Ausgangsmaterial getrocknet verarbeitet. Vor dem Zuschnitt sind die Probenrohlinge zunächst keiner Konditionierung unterzogen, sondern bei Normbedingungen im Klimaschrank gelagert worden. Da die Materialeigenschaften von Polyamiden stark von dem Feuchtegehalt abhängen, werden die Probekörper anschließend vor der Vermessung beziehungsweise mechanischen Prüfung auf Normbedingungen, wie in Kapitel 5.5.2 beschrieben, konditioniert.

Während sich die Probenrohlinge prozessbegleitend verformen können, weist die zuletzt extrudierte Bauteilkante prozessbedingt die höchste Genauigkeit auf. Entsprechend werden die Rohlinge beim Wasserstrahlschneiden anhand dieser Kante, wie in Abbildung 5.23 blau markiert, ausgerichtet. Die Rohlinge wurden dabei mit der Beschriftung auf die Schneidunterlage gelegt. Entsprechend sieht man in Abbildung 5.23 den hell schimmernden Grat, der nach dem Schnitt zurück bleibt. Um eine ebene Auflage der Probe auf der Schneidunterlage zu gewährleisten, ist die markierte Rohlingkante mit typischen Extrusionsfehlern vor dem Schneidprozess mittels eines Cutter-Messers nachbearbeitet worden.

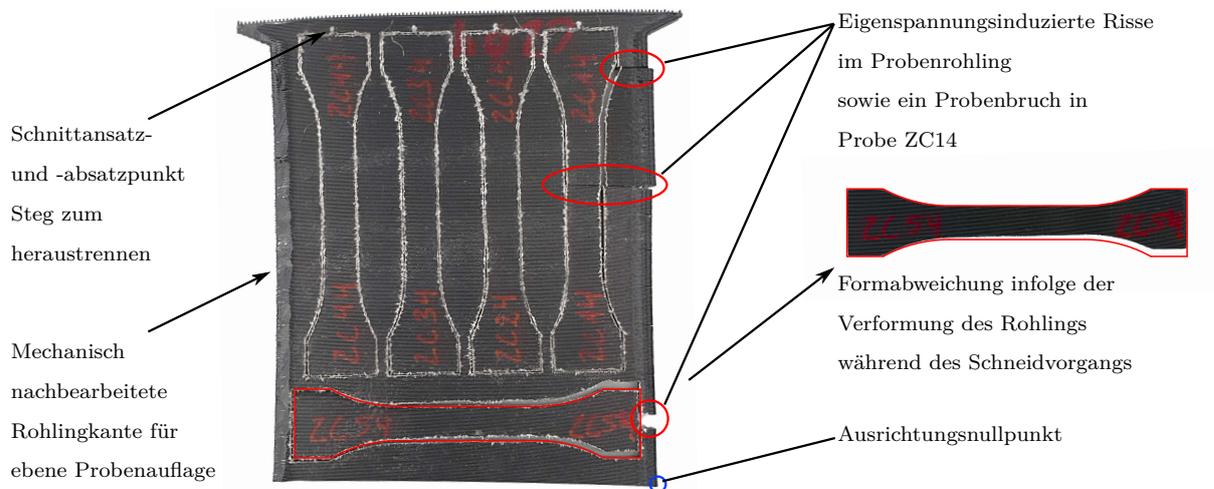


Abbildung 5.23: Probenabweichungen und -defekte am Probenrohling ZC04 nach dem Wasserstrahlschneidprozess

Der Ansatz- und Absatzpunkt jedes Schnittes ist jeweils in eine Aufspannfläche, vergleiche Abbildung 5.23, gelegt worden. Zwischen Ansatz- und Absatzpunkt ist dabei ein Steg von wenigen Zehntelmillimetern vorgesehen worden, um ein Herausfallen der Proben während des Schnittvorgangs zu verhindern. Nach dem Herauslösen der Proben aus dem Rohling ist der Grat mit einem Schleifpapier (320-er Körnung) gebrochen worden, um eine spätere optische Vermessung zu ermöglichen.

Sowohl in Abbildung 5.23 als auch in Abbildung 5.24 sind extreme Beispiele für Probenabweichungen aufgezeigt. Abbildung 5.23 zeigt einen Fehlschnitt, welcher auf Bruch des Probenrohlings ZC04 zurückzuführen ist. Sowohl die Formabweichung der Probe ZC54 als auch der vorzeitige Probenbruch der Probe ZC14 sind in dieser Form Einzelfälle und werden in der Auswertung entsprechend berücksichtigt. Die Risse in dem Rohling ZC04 haben bereits vor dem Zuschnitt vorgelegen und sind infolge erhöhter Eigenspannungen und mangelnden Lagenverbunds entstanden.

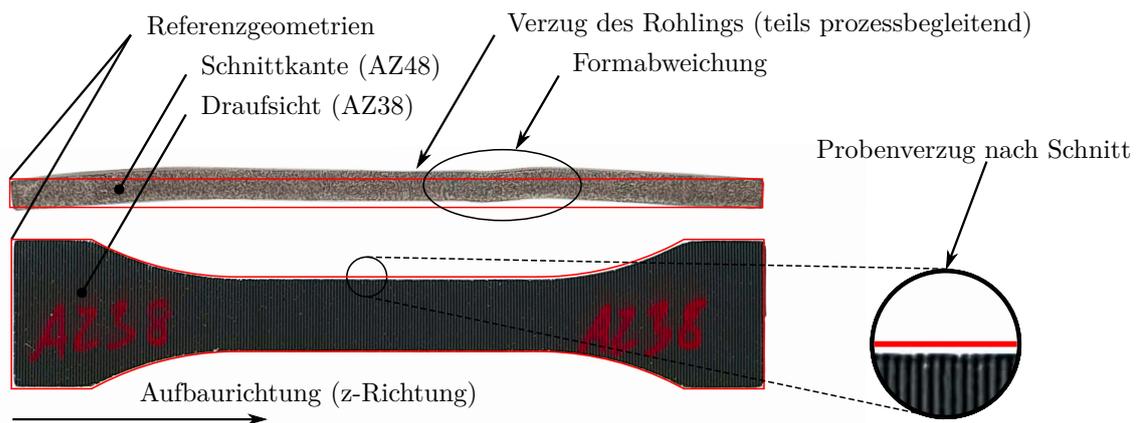


Abbildung 5.24: Probenabweichungen und -defekte der Versuchsreihe AZ

Abbildung 5.24 zeigt zwei Probekörper aus dem Rohling ZA08. Dieser Rohling hat bereits nach der Herstellung eine hohe Wölbung sowie eine deutlich sichtbare Formabweichung vorgewiesen, welche anhand der Schnittkante (AZ48) im Vergleich mit der Referenzgeometrie ersichtlich wird. Die Draufsicht auf den Probekörper AZ38 zeigt den Verzug des Probekörpers nach dem Schnitt. Um die aufgezeigten Formabweichungen (vergleiche Abbildungen 5.23 und 5.24) vor der mechanischen Prüfung festzustellen, wird das Probenprofil optisch vermessen. Das seitliche Profil der Probe, vergleiche Abbildung 5.24, wird nicht vermessen, da einerseits lediglich der Probenrohling ZA08 eine deutliche Wölbung aufgezeigt hat und andererseits die Probendicke durch den Zuschnitt unbeeinflusst bleibt.

5.5.2 Konditionierung von Probekörpern

Im Anschluss an den Zuschnitt müssen die Probekörper auf Normklimabedingungen konditioniert werden. Weil die mechanischen Eigenschaften von Polyamiden signifikant von deren Feuchtigkeitsgehalt abhängen, muss eine Sättigung bezogen auf die Wasseraufnahme erreicht werden, um vergleichbare Ergebnisse zu erhalten. Dieser Sättigungsprozess kann sich für Polyamide im Normklima über mehrere Monate erstrecken. Um eine wirtschaftliche Versuchsdurchführung zu ermöglichen, werden die Proben nach DIN EN ISO 1110 konditioniert. [LAN07]

Diese Norm beschreibt ein Vorgehen zur beschleunigten Konditionierung von Probekörpern aus Polyamid-Werkstoffen. Die Probekörper werden für mindestens 24 h bei erhöhter Temperatur (70 °C) und Luftfeuchtigkeit (62 %) in einem Klimaschrank gelagert. Nach jedem weiteren Tag wird eine Gewichtsmessung durchgeführt. Liegt die Gewichtsänderung für drei aufeinander folgende Messungen unter 0,1 %, so wird von einem gesättigten Zustand bezogen auf Normbedingungen (23 °C / 50 %) ausgegangen. Im Anschluss an die Konditionierung nach DIN EN ISO 1110 werden die Probekörper erneut im Normklima gelagert, bis die optische Vermessung beziehungsweise mechanische Prüfung erfolgt. [Deu19c]

5.5.3 Vermessung der Zugprobekörper

Vor der mechanischen Prüfung sind alle Zugprobekörper optisch und taktil vermessen worden. Die taktile Vermessung dient vorwiegend der Ermittlung des Probenquerschnitts. Die Auswertung der optischen Vermessungsdaten hat ergeben, dass sich die Probekörper entsprechend ihrer Position im Probenrohling verformen. Die links angeordneten Probekörper weisen eine Krümmung nach links auf, während sich die rechten Proben nach rechts krümmen. Dabei fällt die Krümmung der äußeren Proben größer aus. Zwischen der Krümmung und den untersuchten Versuchsparametern konnte keine Korrelation festgestellt werden. Die Verformung der Probekörper kann mit denen im Material verbliebenen Eigenspannungen erklärt werden. Im Rahmen der Konditionierung bei erhöhten Temperaturen werden die Eigenspannungen frei, welche in einem Verzug resultieren.

6 Ergebnisauswertung und -diskussion

In dem folgenden Kapitel werden die Versuchsergebnisse statistisch ausgewertet und diskutiert. Die Ergebnisse aus den Versuchsdurchführungen werden mittels der Software JMP analysiert. Mithilfe von Regressionsanalysen werden Modelle erstellt, welche entweder den Bauteilverzug oder die Festigkeitseigenschaften abbilden. Anschließend werden die gewonnenen Erkenntnisse zusammengeführt, um die Eigenschaften des modifizierten FLM-Verfahrens beschreiben und bewerten zu können.

6.1 Auswertung des Bauteilverzugs

Die Verzugsuntersuchungen umfassen drei Wiederholungen des vorgestellten Versuchsplans aus Kapitel 5.3 und sind nach dem Vorgehen aus Kapitel 5.4.1 durchgeführt worden. Die Versuchsergebnisse sind im Anhang in den Tabellen A.57, A.58 und A.59 aufgelistet.

6.1.1 Ungültige Versuchsdurchführungen

Bei der Versuchsbeobachtung ist protokolliert worden, dass für die Probekörper C01 und B01 eine Ablösung von dem Raft vorliegen könnte. Die anschließende Vermessung der Proben bestätigt, dass diese als einzige Probekörper die Probenhöhe von 7 mm an den Probenenden mit Werten von 6,62 mm beziehungsweise 6,61 mm deutlich unterschreiten, was auf ein prozessbegleitendes Warming schließen lässt. Damit werden diese Versuche von der Auswertung ausgeschlossen.

6.1.2 Auswertung des Hauptversuchsplans

Mit den Vermessungsergebnissen wird eine Modellanpassung in JMP durchgeführt. Die Auswahl möglicher Modellterme ergibt sich aus dem vollfaktoriellen Versuchsplan mit mindestens drei Stufen. So können Haupteffekte, einfache Wechselwirkungen sowie quadratische Effekte berücksichtigt werden. Für die Anpassung des Modells wird eine schrittweise Regression durchgeführt, bei welcher als Gütekriterium das Bayes'sche Informationskriterium (BIC) verwendet wird. Durch das angewandte Kriterium wird die Anzahl der Modellterme verringert, um ein Overfitting zu verhindern. Verglichen mit dem ähnlichen Akaike-Informationskriterium (AIC) liefert das BIC Modelle mit weniger Termen. [Kle20]

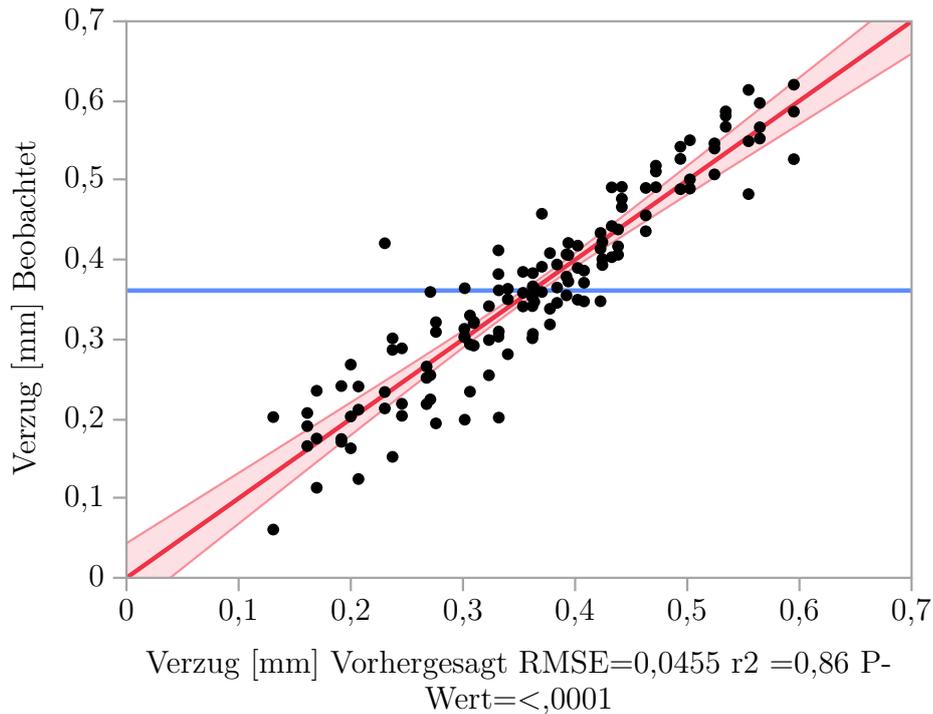


Abbildung 6.1: Vorhersagemodell für den Verzug von Probekörpern

Das angepasste Modell ist in Abbildung 6.1 dargestellt und liefert mit einem Bestimmtheitsmaß von $R^2=0,86$ eine gute Vorhersagequalität. Bei Betrachtung der Studentisierten Residuen in Abbildung 6.2 fällt auf, dass die Probe C16 mit einem Wert von über 4 deutlich hervorsteht. Außerdem kann mit zunehmender Zeilennummer ein negativer Trend der Residuen festgestellt werden, welcher untersucht werden muss. Auch fallen die Beträge der Residuen für die dritte Wiederholung der Versuche etwas höher aus.

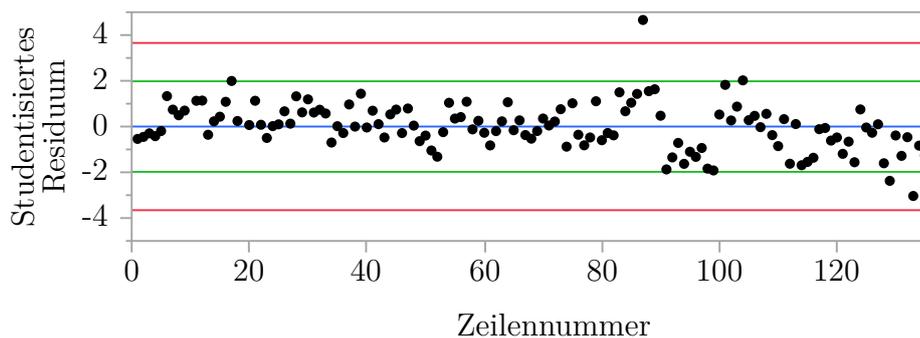


Abbildung 6.2: Studentisierte Residuen der Modellvorhersage

In Abbildung 6.3 ist ein Diagramm dargestellt, das die Variabilität der Beobachtungswerte aufzeigt. Da die Beobachtungswerte nach den Einflussvariablen gruppiert angezeigt werden, wird die Streuung der Werte für die jeweilige Faktorkombination sichtbar. Bei Betrachtung der Mittelwertverläufe über die Faktorstufen des Kühleinflusses kann in 14 Faktorkombinationen mit Ausnahme der Paarung aus 225 °C und 2000 mW (progressiv fallend) ein einheitlich degressiv fallender Verlauf erkannt werden. Diese Abweichung kann eindeutig

auf die Probe C16 (225 °C / 2000 mW / 0,2 bar) zurückgeführt werden. Auch aufgrund des hohen Stichprobenumfangs kann die Probe als Ausreißer ausgeschlossen werden.

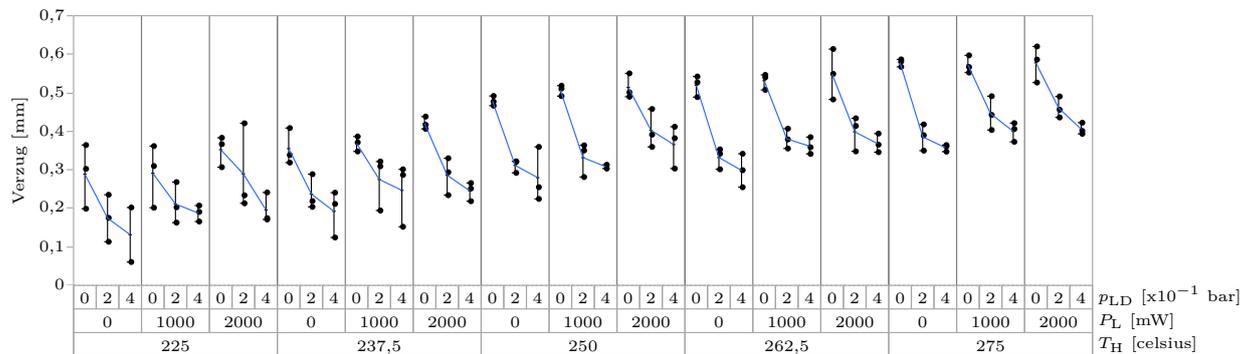


Abbildung 6.3: Darstellung der Variabilität der Versuchsergebnisse

Nach der Bereinigung des Stichprobenumfangs ist eine erneute Modellanpassung durchgeführt worden. Dieses Modell bildet die Beobachtungen verbessert ab, was sich in dem Bestimmtheitsmaß $R^2=0,89$ widerspiegelt, vergleiche 6.4.

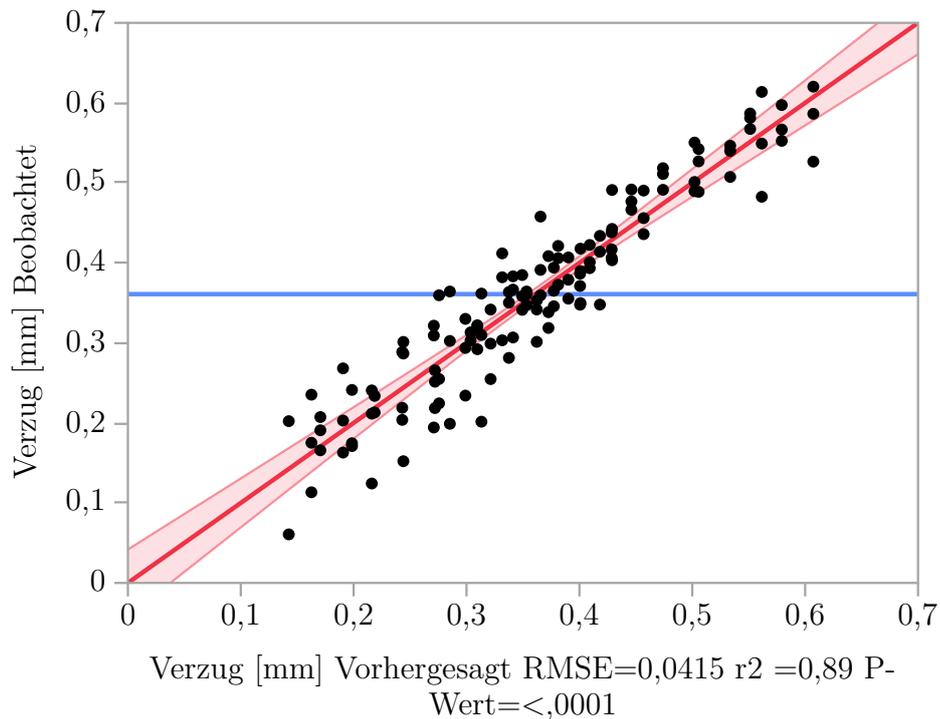


Abbildung 6.4: Modellvorhersage unter Ausschluss von Probe C16

Da drei Versuchswiederholungen in Blöcken durchgeführt worden sind, wird dieser Umstand als kategoriale Variable hinzugefügt, um mögliche Einflüsse durch die Versuchsreihenfolge abbilden zu können.

Abbildung 6.5 zeigt, dass das Bestimmtheitsmaß sich bei Berücksichtigung der Blockbildung weiter auf $R^2 = 0,91$ erhöht.

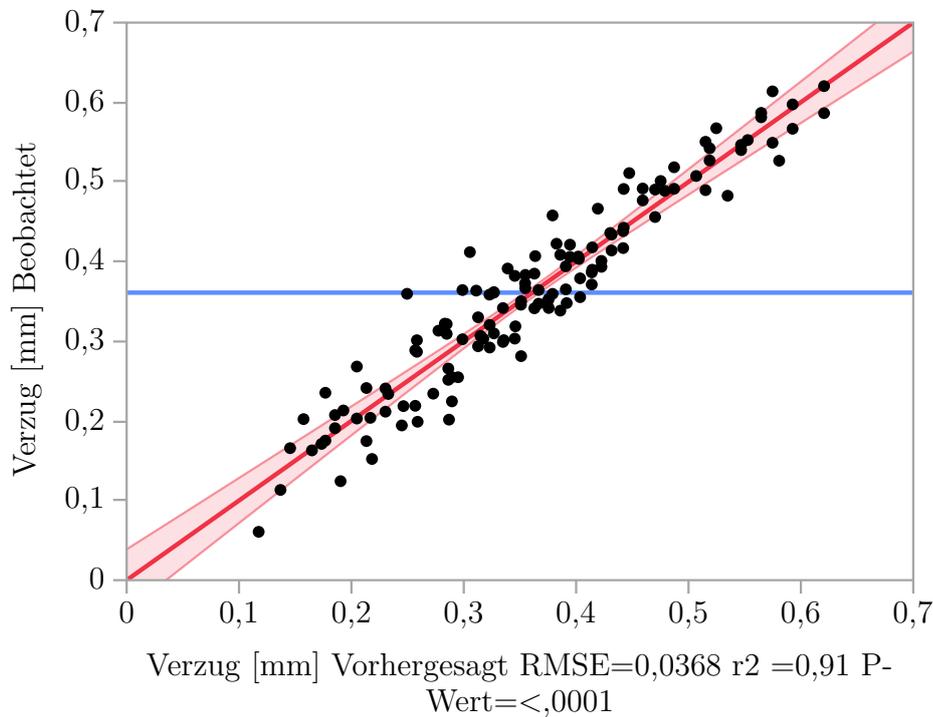


Abbildung 6.5: Modellvorhersage unter Berücksichtigung der Blockbildung

Die schrittweise Regression liefert die in Abbildung 6.6 ausgewählten Modellterme. Alle gewählten Terme weisen einen p-Wert auf, der deutlich unterhalb des in Kapitel 5.3 gewählten α -Risikos von 5 % liegt. Unter den Termen ist auch der Term Block zwischen den Durchführungen 0 und 1 gegenüber der Durchführung 2 für die Versuchsreihenfolge als signifikant bestimmt worden, vergleiche Abbildung 6.6. So fällt der Verzug bei der dritten gegenüber den ersten beiden Versuchsdurchführungen im Durchschnitt um rund 0,04 mm geringer aus.

Term	Schätzer	t-Wert	Wahrsch. > t
Drucktemperatur [°C]	0,0047247	25,94	<,0001*
Kühlung [bar]	-0,433255	-22,04	<,0001*
(Kühlung [bar]-0,19697)*(Kühlung [bar]-0,19697)	1,2820845	7,54	<,0001*
Laserleistung [mW]	2,797e-5	7,12	<,0001*
Block2-1&0	-0,019971	-5,90	<,0001*
(Drucktemp. [°C]-250,379)*(Drucktemp. [°C]-250,379)	-0,000044	-3,57	0,0005*
(Drucktemp. [°C]-250,379)*(Kühlung [bar]-0,19697)	-0,002836	-2,55	0,0119*

Abbildung 6.6: Signifikante Modellterme bei Berücksichtigung der Blockbildung

Die Residuen folgen einer Normalverteilung, wie in Abbildung 6.7 dargestellt. Der in den studentisierten Residuen des ersten Modells (Abbildung 6.2) festgestellte Trend kann mit den Abweichungen des dritten Blocks erklärt werden. Die studentisierten Residuen des

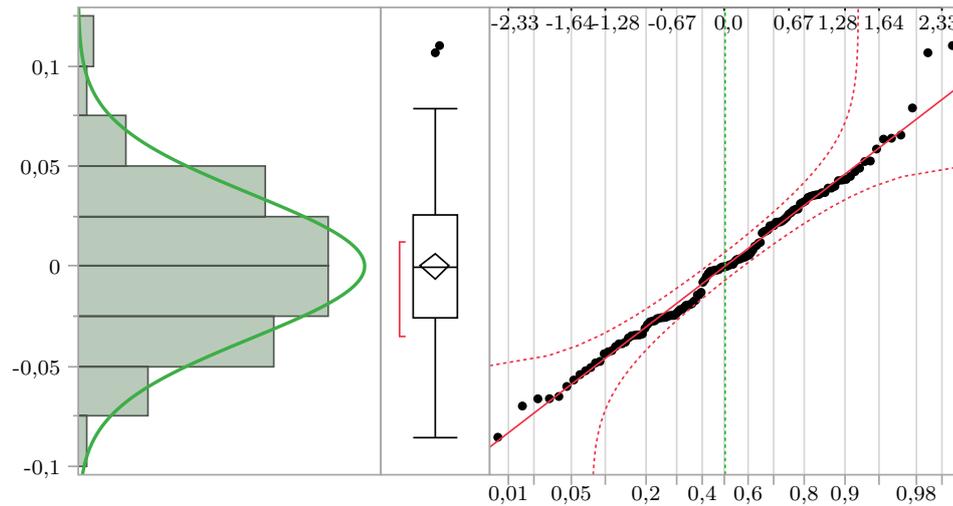


Abbildung 6.7: Normalverteilung der Residuen des Modells unter Berücksichtigung der Blockbildung (Shapiro-Wilk-Test: 0,335)

Modells mit Blockbildung, vergleiche Abbildung 6.8, weisen diesen negativen Trend nicht auf. In dem Plot der Residuen über die Reihenfolge der aufgelisteten Versuche werden höhere Residuen für die dritte Versuchsdurchführung festgestellt, vergleiche Abbildung 6.9.

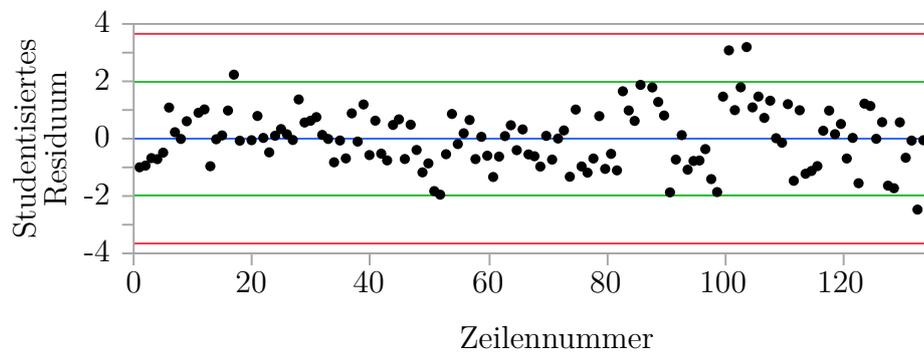


Abbildung 6.8: Studentisierte Residuen des Modells unter Berücksichtigung der Blockbildung

Die Auswertung der Residuen und der Blockbildung führen zu dem Ergebnis, dass die dritte Versuchsdurchführung in ihren Ergebnissen von den ersten beiden Blöcken abweicht. Eine Ursache kann nicht identifiziert werden. Die Variable der Versuchsdurchführungen (Blöcke) steht nicht in Wechselwirkung mit den zu untersuchenden Variablen Drucktemperatur, Laserleistung und Kühlung. Entsprechend kann ein Modell zur Abbildung dieser Effekte ohne den Term Block berechnet werden, ohne Zusammenhänge zwischen den Variablen zu verfälschen. Die geringfügig geringere Anpassungsgüte wird toleriert und kann über Abweichungen der dritten Versuchsreihe begründet werden.

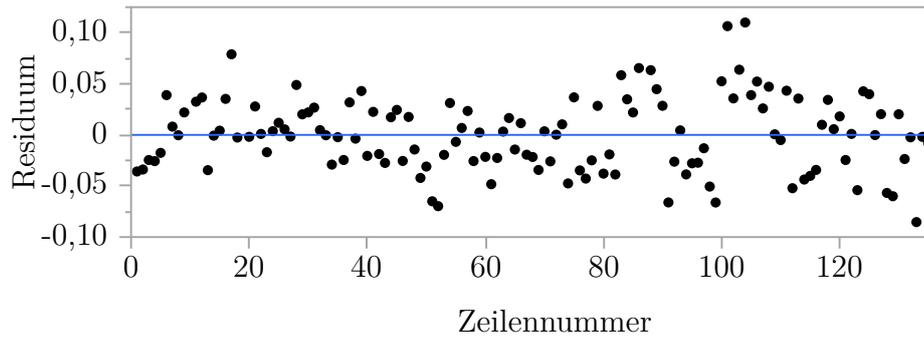


Abbildung 6.9: Residuen des Modells in Versuchsreihenfolge unter Berücksichtigung der Blockbildung

Im Folgenden wird das Modell ohne Berücksichtigung der Block-Variable, vergleiche Abbildung 6.4, behandelt, um die Komplexität des Modells zu reduzieren und so das Modell in dreidimensionalen Abbildungen veranschaulichen zu können. Abbildungen zu den Residuen des vereinfachten Modells ohne Blockbildung sind im Anhang, siehe Abbildungen A.2, A.3 und A.4, abgebildet.

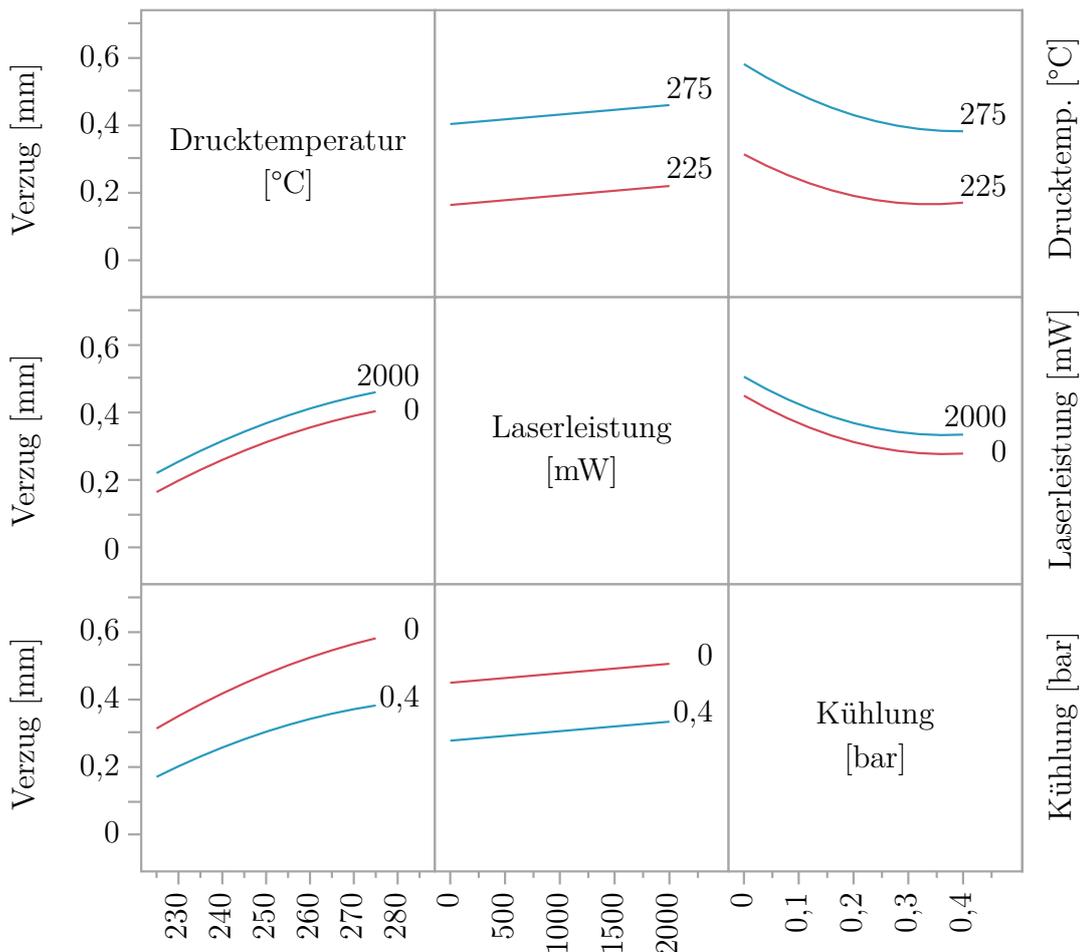


Abbildung 6.10: Effekteinflüsse auf das Qualitätsmerkmal Verzug

In Abbildung 6.10 sind die Effekteinflüsse auf den Probenverzug abgebildet. So hat die Drucktemperatur T_H innerhalb der Versuchsgrenzen den größten Einfluss auf den Verzug. Für niedrige Drucktemperaturen können niedrige Verzugswerte erreicht werden, wobei diese mit steigender Drucktemperatur degressiv ansteigen. Neben erhöhten Drucktemperaturen führt auch eine Steigerung der Laserleistungen zu einem linearen Anstieg des Bauteilverzugs.

Betragsmäßig hat die Laserleistung gegenüber der Drucktemperatur einen deutlich geringeren Einfluss auf den Verzug. Während hohe Drucktemperaturen und Laserleistungen den Bauteilverzug verstärken, führt eine Steigerung der Kühlleistung zu einer deutlichen Verringerung. In Abbildungen 6.10 und 6.11 wird erkennbar, dass der Verzug im kompletten Versuchsfeld durch eine intensive Kühlung erheblich reduziert werden kann. Aufgrund des quadratischen Modellterms der Kühlung fällt der Verzug mit steigenden Werten degressiv.

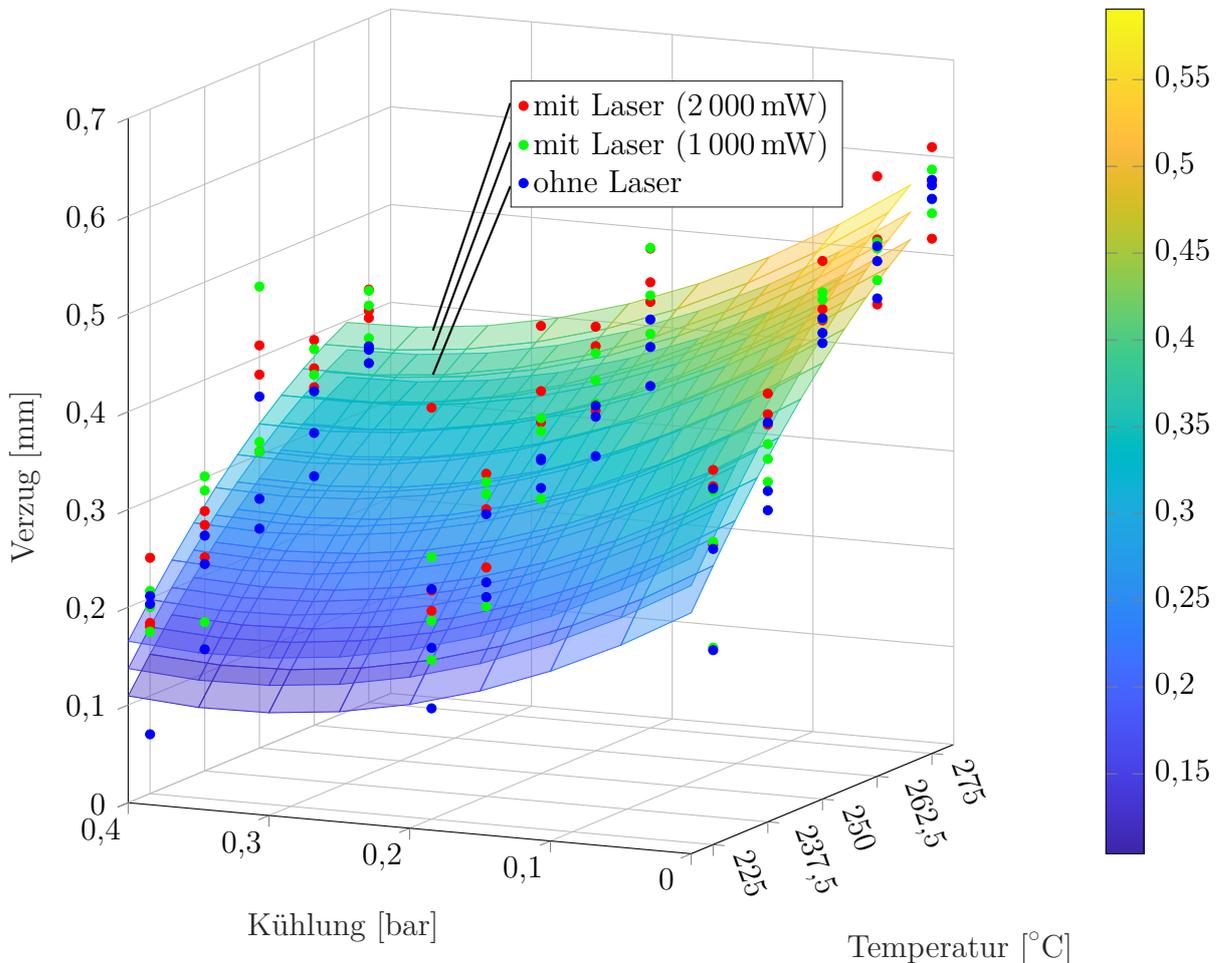


Abbildung 6.11: Versuchsergebnisse und modellierter Verzug für gegebene Laserleistungen

Der Modellterm, der die Wechselwirkung zwischen Drucktemperatur und Kühlung beschreibt, hat einen eher geringen Einfluss. Für höherer Drucktemperaturen hat die Kühlung einen etwas größeren Einfluss auf den Verzug als bei niedrigerer Temperatur.

Abbildung 6.11 veranschaulicht die Versuchsergebnisse und das zugehörige Modell in dreidimensionaler Form. Dabei ist der lineare Effekt der Laserleistung in Form von drei zueinander verschobenen Oberflächen dargestellt. Folglich wird der Verzug über die Drucktemperatur und die Kühlung jeweils als Oberfläche für eine konstante Laserleistung abgebildet. Aus der Abbildung geht hervor, dass der geringste Verzug für eine niedrige Drucktemperatur und Laserleistung sowie eine hohe Kühlleistung erzielt wird.

Mit ansteigender Extrusionstemperatur nimmt der Verzug für den untersuchten Versuchsraum degressiv zu. Mit steigendem Kühlluftdruck nimmt der Verzug hingegen degressiv ab und scheint sich einem Grenzwert anzunähern.

6.1.3 Einflussgröße Probenanzahl

Über den in Kapitel 6.1.2 ausgewerteten Versuchsplan hinaus wird der Verzug im Zusammenhang mit der Probenanzahl untersucht. Um den Versuchsumfang zu begrenzen, wird der Versuchsraum beschränkt, indem die Extrusionstemperatur auf 250 °C konstant gehalten wird. Die Auswertung erfolgt äquivalent zu Kapitel 6.1.2. Die Modellanpassung sowie die zugehörigen Residuen sind in Anhang A.3.1 dargestellt.

Term	Schätzer	t-Wert	Wahrsch. > t
Kühlung [bar]	-1,029678	-17,40	<,0001*
Anzahl	0,0061203	3,62	0,0008*
(Kühlung [bar]-0,1)*(Anzahl-4,5)	0,0405458	2,40	0,0209*
Block2-1&0	-0,01402	-2,23	0,0307*

Abbildung 6.12: Modellparameter bei Berücksichtigung der Blockbildung

Die resultierenden Modellterme sind in Abbildung 6.12 aufgezeigt. Wie bereits für die Versuchsreihe zuvor, vergleiche Kapitel 6.1.2, kann die Blockbildung als signifikanter Faktor identifiziert werden. Versuchsdurchlauf 2 weist gegenüber den Durchläufen 1 und 0 ebenso wie im behandelten Verzugsmodell, vergleiche Abbildung 6.6, einen geringeren Verzug auf. Diese Erkenntnis wird bei der Untersuchung der Prozesseigenschaften, wie zuvor begründet, vernachlässigt. Es resultiert die in Abbildung 6.14 dargestellte Modellanpassung mit den in Abbildung 6.13 aufgelisteten Parametern.

Term	Schätzer	t-Wert	Wahrsch. > t
Kühlung [bar]	-1,029678	-16,66	<,0001*
Anzahl	0,0061203	3,47	0,0012*
(Kühlung [bar]-0,1)*(Anzahl-4,5)	0,0405458	2,30	0,0265*

Abbildung 6.13: Modellterme des gewählten Verzugsmodells (Anzahl) ohne Blockbildung

In Abbildung 6.15 sind die Versuchsergebnisse ebenso wie das Modell mit den verbliebenen Einflussternen aus Abbildung 6.12 abgebildet. Die Kühlung beeinflusst den Verzug maßgeblich und verringert diesen insbesondere für eine geringe Probenanzahl. Die Anzahl der Probekörper korreliert mit der Fertigungszeit eines Layers. Eine geringe Probenanzahl bedingt kurze Layerzeiten und damit eine höhere mittlere Proben temperatur. Hohe Prozesstemperaturen lassen großen Probenverzug erwarten. Entgegen dieser Erwartungen zeigen die Versuchsergebnisse, dass kurze Layerzeiten tendenziell zu geringerem Verzug führen. Dieser Effekt scheint durch die Kühlung verstärkt zu werden. Möglicherweise kann dieser Effekt mit einer homogenen Proben temperatur und folglich geringeren Temperaturgradienten während des Fertigungsprozesses begründet werden. Die homogenere aber wahrscheinlich höhere mittlere Proben temperatur bewirkt dabei keine Hemmung von Kristallisation- und Schwindungsprozessen, sondern vielmehr geringeren messbaren Verzug aufgrund einer gesamtheitlichen Schwindung der Probe.

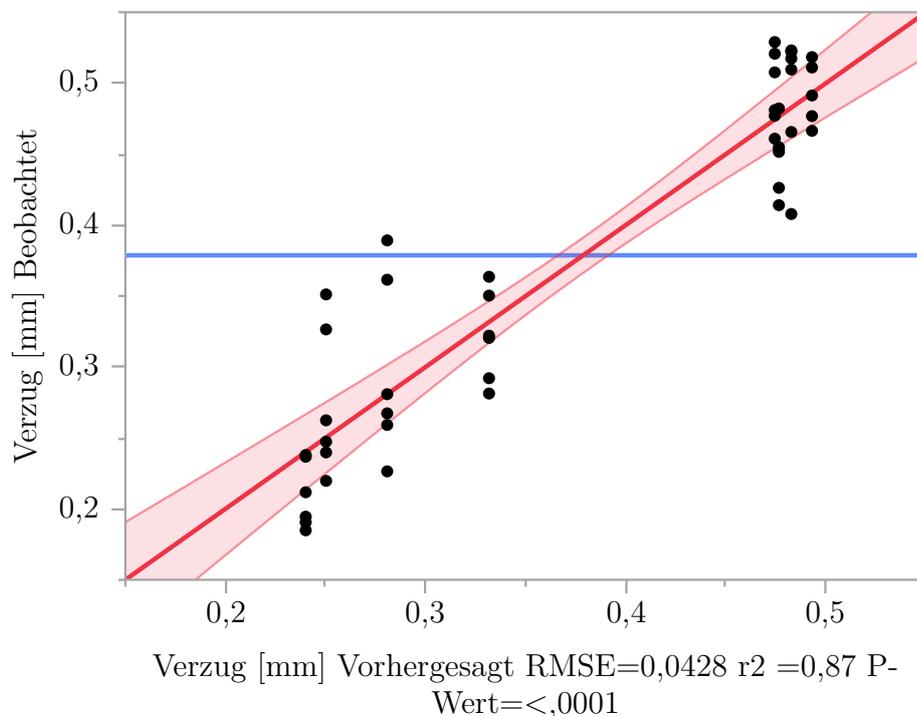


Abbildung 6.14: Modellvorhersage des Verzugs mit dem Einflussfaktor Anzahl ohne Blockbildung

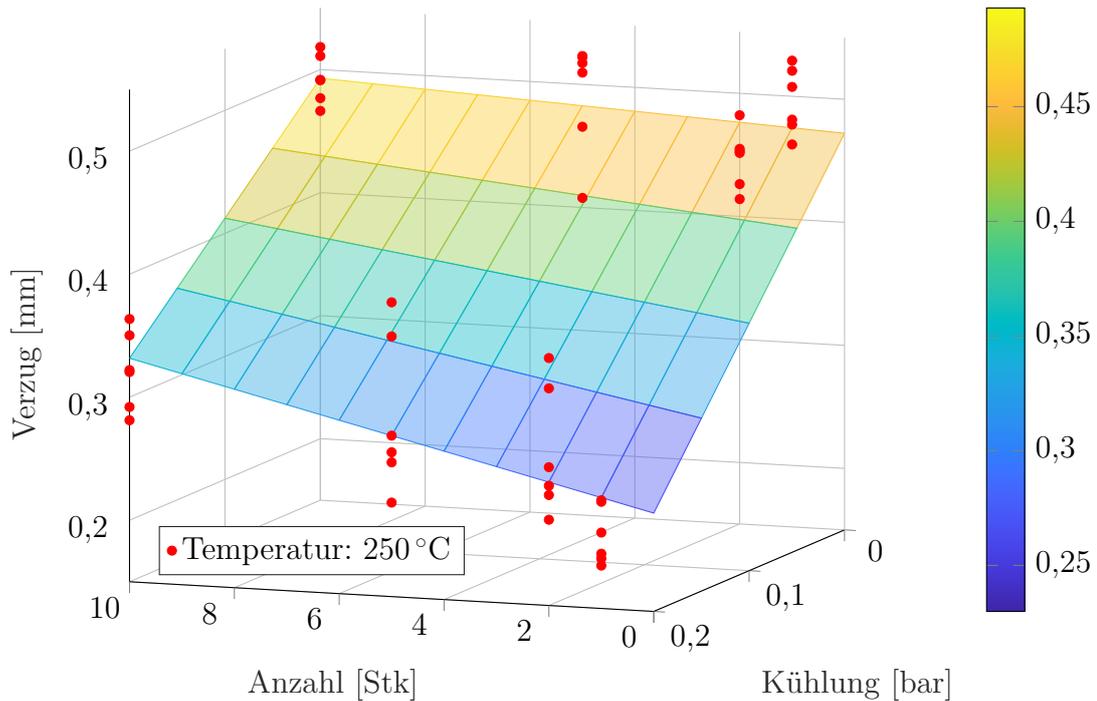


Abbildung 6.15: Versuchsergebnisse und modellierter Verzug in Abhängigkeit der Probenanzahl und der Kühlung

6.2 Auswertung der Bauteilfestigkeit

Die durchgeführten Zugversuche werden im Hinblick auf den Effekt der Einflussgrößen Extrusionstemperatur, Kühlung und Laserleistung sowie Probenanzahl und Fertigungsorientierung auf die Streck- oder Bruchspannung der Probekörper analysiert. Die Festigkeitsuntersuchungen gliedern sich in eine Hauptversuchsreihe sowie ergänzende Untersuchungen. Zunächst werden die Ergebnisse der Kernuntersuchung für stehende Probekörper (ZY-Ausrichtung, vergleiche Abbildung 5.20a) analysiert. Die Ergebnisse sind dem Anhang in den Tabellen A.60 und A.61 angefügt. Anschließend erfolgt die Auswertung der seitlich liegenden (YZ-Ausrichtung) und der flach aufliegenden (YX-Ausrichtung) Proben. Zuletzt wird der Einfluss der Probenanzahl auf die Festigkeit betrachtet.

Abbildung 6.16 zeigt sechs charakteristische Spannungs-Dehnungs-Verläufe von Zugprobekörpern. Es ist jeweils der Versuch mit der höchsten und der niedrigsten Bruchdehnung pro Orientierung dargestellt. Abhängig von der Fertigungsorientierung weisen die Probekörper unterschiedliche Versagenscharakteristiken auf. Die liegend orientierten Probekörper (YX- und YZ-Ausrichtung) erreichen einen Streckpunkt, erkennbar als lokales Maximum, in welchem die Streckspannung und -dehnung bestimmt werden können. Für die meisten Proben entspricht die Streckspannung σ_S der Zugfestigkeit σ_Z des Probekörpers, die höher ist als die Bruchspannung.

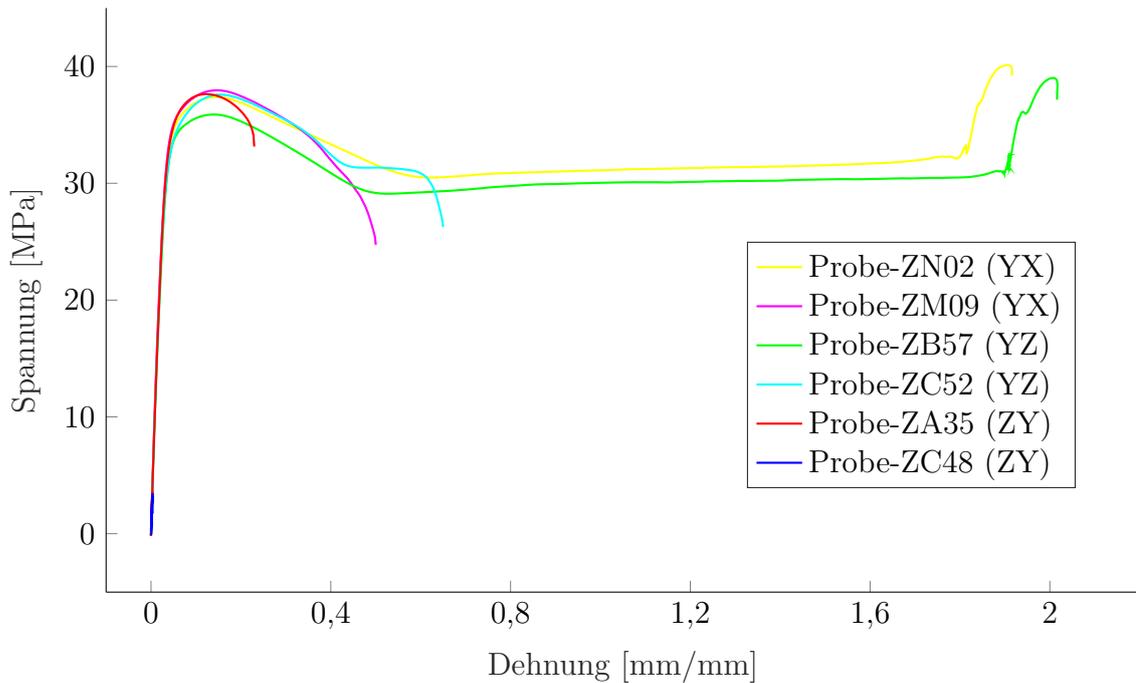


Abbildung 6.16: Vergleich von Spannungs-Dehnungs-Diagrammen charakteristischer Proben

Im Hinblick auf die Bruchdehnung unterscheiden sich die Proben jedoch erheblich. Ein Teil der Proben bricht unmittelbar mit der Probeneinschnürung, während andere Proben zwei sichtbare Fließfronten ausbilden und über den Versuchsverlauf beträchtliche Dehnungen aufnehmen, ehe es zum Probenbruch kommt, vergleiche Abbildung 6.16.

Die stehend gedruckten Proben (ZY-Ausrichtung) erreichen den Streckpunkt nur teilweise, da sie zumeist vorher brechen. Abbildung 6.16 zeigt das Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines spröden Bruchs von Probe ZC48, welche bereits unter einer Spannung von 3,7 MPa versagt. Hier kann von einer unzureichenden Verschweißung ausgegangen werden. Der Verlauf von Probe ZA35 weist hingegen einen Streckpunkt auf, welcher von einer vergleichsweise schnellen Einschnürung und dem Probenbruch gefolgt wird. Die lokal konzentrierte Einschnürung wird durch die prozessbedingten konstruktiven Kerben induziert, welche aus dem schichtweisen Probenaufbau hervorgehen. Diese konstruktiven Kerben sind charakteristisch für die Fertigung in Aufbaurichtung und begründen die geringen Bruchdehnungen stehend gefertigter Proben gegenüber den liegend orientierten Vergleichskörpern (YZ- und YX-Ausrichtung).

In den folgenden Auswertungen wird für spröde gebrochene Probekörper ohne Streckpunkt die Bruchspannung σ_B betrachtet, während bei Proben mit Streckpunkt die Streckspannung σ_S herangezogen wird. Beide Kennwerte werden in Diagrammen als Streckspannung geführt.

6.2.1 Festigkeit in ZY-Ausrichtung (stehend)

Die Herstellung der Zugproben ist nach dem in Kapitel 5.4.2 ff. entwickelten Vorgehen durchgeführt worden. Wie bereits in Abbildung 5.23 kenntlich gemacht, ist die Probe ZC14 bereits beim Herausstrennen aus dem Probenrohling zerstört worden, sodass diese von der Auswertung ausgeschlossen wird. Außerdem ist die außerordentlich niedrige Festigkeit des Probekörpers ZD31 aufgefallen. Mit einer Bruchspannung von 20,32 MPa liegt diese deutlich unter dem Durchschnitt der drei weiteren Versuchswiederholungen, welche Werte zwischen 27,58 MPa und 28,41 MPa erreicht haben.

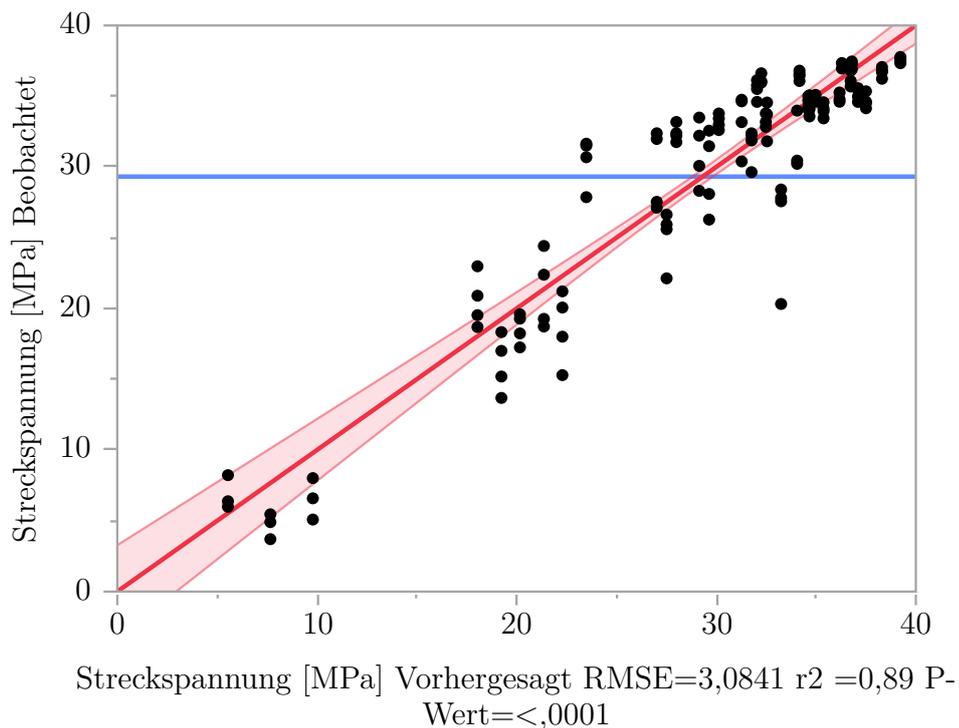


Abbildung 6.17: Erste Modellanpassung der Streckspannung stehend gefertigter Proben (ZY-Ausrichtung)

In Abbildung 6.17 ist ein vorläufiges Regressionsmodell dargestellt, welches unter Ausschluss der Probe ZC14 und mittels des Bayes'schen Informationskriteriums angepasst worden ist. Durch den hohen Ausschlag unter den Studentisierten Residuen in Abbildung 6.18 zum angepassten Modell kann die Probe ZD31 als potenzieller Ausreißer bewerten werden und wird von der weiteren Auswertung ausgeschlossen [JMP23].

Dieses Vorgehen ist legitim, da drei Vergleichsproben erheblich höhere Bruchspannungen liefern und der Gesamtstichprobenumfang groß ist. Außerdem kann der niedrige Ausfall des Lagenverbundes auf mögliche Produktionsfehler im instabilen FLM-Prozess zurückgeführt werden und damit eine erhebliche Abweichung vom Erwartungswert erklärt werden.

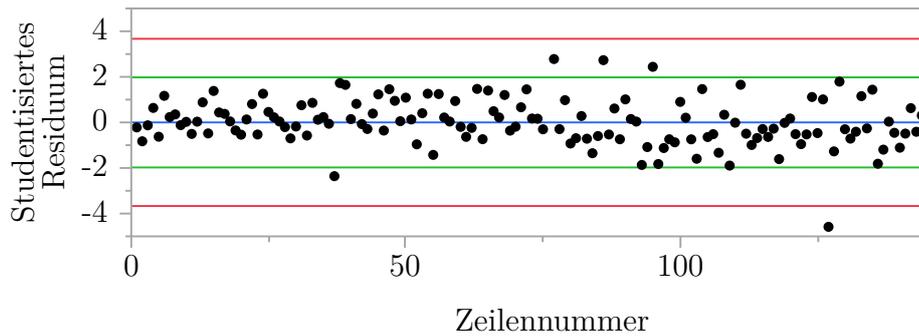


Abbildung 6.18: Studentisierte Residuen des ersten Modells

Abbildung 6.19 zeigt ein erneut angepasstes Modell für die vorliegenden Festigkeitsdaten, welches ein Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,91$ vorweist. Die zugehörigen Residuen und Studentisierten Residuen weisen, wie in den Abbildungen 6.21 und 6.22 erkennbar, in der zweiten Hälfte der Versuchsdurchführungen höhere Beträge auf. Außerdem ist ein leicht negativer Trend im vierten Quartal der Residuen zu beobachten.

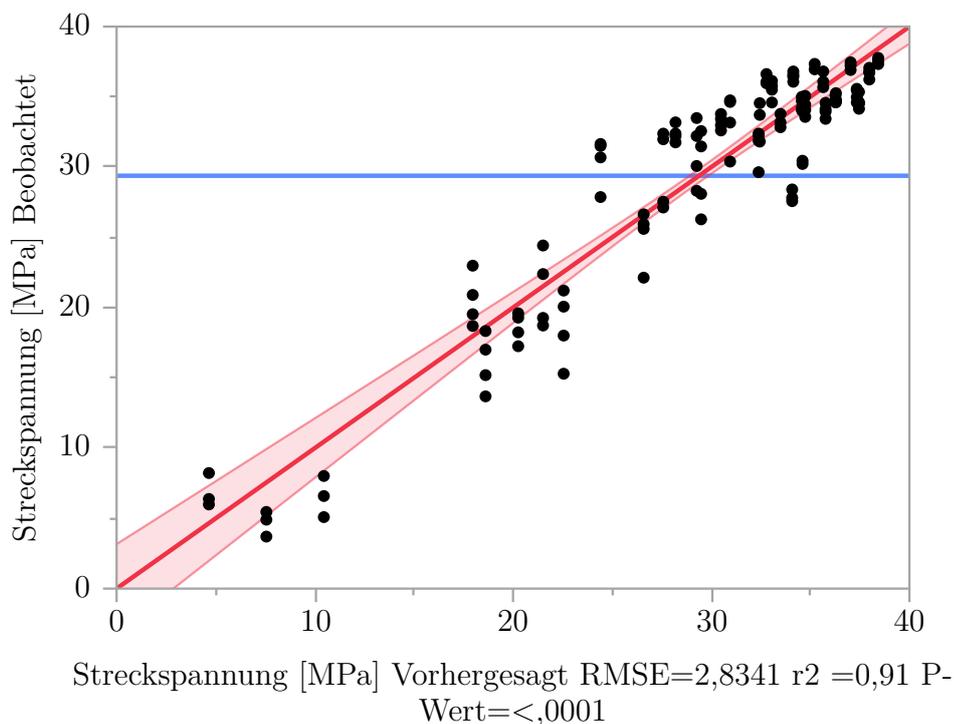


Abbildung 6.19: Zweite Modellanpassung der Streckspannung stehend gefertigter Proben (ZY-Ausrichtung) ohne Ausreißer

Der Shapiro-Wilk-Test stellt einen etablierten Signifikanztest dar, um die Hypothese der Normalverteilung von Residuen zu prüfen. Bezogen auf die Verteilung der Residuen wird eine Normalverteilung festgestellt, da der Test einen Wert von 0,55 liefert und damit deutlich über dem Signifikanzniveau von 0,05 liegt, vergleiche Abbildung 6.20. In Abbildung 6.21 sind die Residuen über die Versuchsreihenfolge dargestellt. Die Residuen sind insbesondere im dritten Quartal der Versuchsdurchführung besonders hoch. Dieser Umstand kann mit

der extrem niedrigen Extrusionstemperatur von $237,5^\circ\text{C}$ dieser Versuche erklärt werden, welche zu instabilen Verschweißungsprozessen und lokal mangelhaften Ergebnissen führt. Mit zunehmender Extrusionstemperatur nimmt die Versuchsstreuung ab.

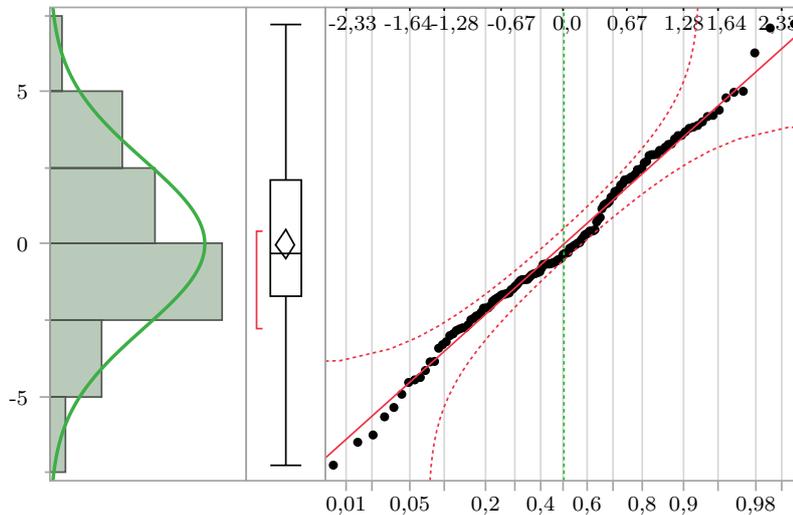


Abbildung 6.20: Normalverteilung der Residuen des zweiten Modells (Shapiro-Wilk-Test: 0,55)

Im vierten Quartal der Residuen liegt die Versuchsreihe einer Drucktemperatur von $262,5^\circ\text{C}$. Hohe Residuen mit negativem Trend können für diese Versuchsdurchführungen nicht eindeutig erklärt werden. Mit dem Betrieb zunehmende Verschmutzungen und fortschreitender Verschleiß des Extruders, der Lasertechnik oder der Peripherie stellen mögliche Faktoren dar. Beispielsweise können Reste von Extrudat an der Düse die Bestrahlung des Substrats behindern und zu empfindlichen Störungen führen.

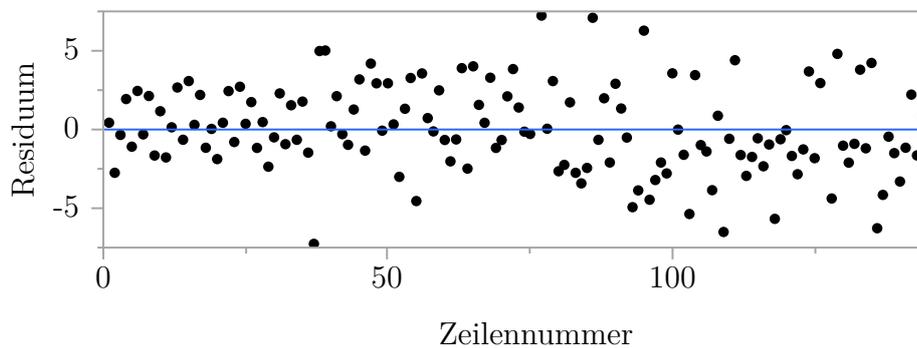


Abbildung 6.21: Residuen in Versuchsreihenfolge des zweiten Modells

In Abbildung 6.23 sind die Parameter des angepassten quadratischen Modells abgebildet. Sowohl die Drucktemperatur T_H als auch die Laserleistung P_L und Kühlung p_{LD} werden als signifikante Effekte erkannt. Außerdem können signifikante quadratische Effekte für die Laserleistung und Drucktemperatur sowie eine signifikante Wechselwirkung zwischen der Drucktemperatur und Kühlung festgestellt werden.

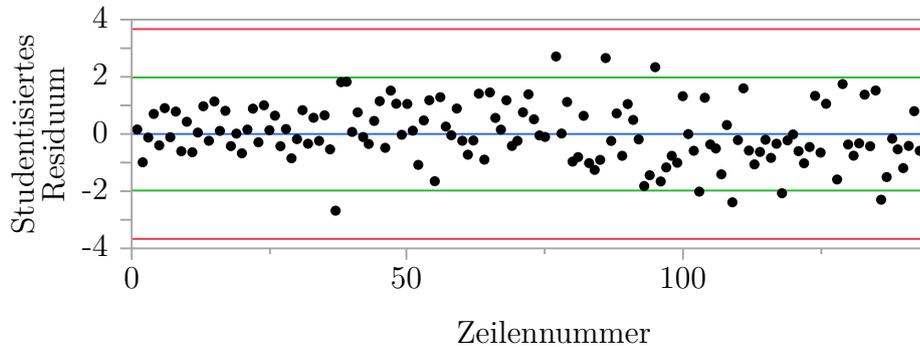


Abbildung 6.22: Studentisierte Residuen des zweiten Modells

Term	Schätzer	t-Wert	Wahrsch. > t
Drucktemp. [°C]	0,4180056	24,55	<,0001*
Laserleistung [mW]	0,0053074	18,24	<,0001*
(Drucktemp. [°C]-256,338)*(Laserleistung [mW]-1007,04)	-0,000298	-14,26	<,0001*
(Drucktemp. [°C]-256,338)*(Drucktemp. [°C]-256,338)	-0,011841	-7,78	<,0001*
Kühlung [bar]	-9,926111	-6,79	<,0001*
(Laserleistung [mW]-1007,04)*(Laserleistung [mW]-1007,04)	-0,000003	-5,92	<,0001*
(Drucktemp. [°C]-256,338)*(Kühlung [bar]-0,2)	0,2427582	2,32	0,0219*

Abbildung 6.23: Signifikante Parameter des zweiten Modells zur Streckspannung stehender Probekörper (ZY-Ausrichtung)

In Analogie zu Abbildung 6.11 ist die Vorhersagefunktion für konstante Laserleistungen geplottet worden. Die Punkte entsprechen den Messwerten für die Bruchspannung, vergleiche Abbildung 6.24. Die untere Fläche (blaue Punkte) zeigt die Vorhersagefunktion ohne Laserleistung. Die mittlere Oberfläche entspricht einer Leistung von 1000 mW, während die obere Kurve den Werten für 2000 mW entspricht.

Anhand der Residuen der Modellierung ist festgestellt worden, dass die Festigkeiten für die Versuchsreihe der Extrusionstemperatur von 262,5 °C tendenziell negativ von der Erwartung abweichen. Das Zusammenführen der Versuchsdaten mit dem quadratisch angepassten Modell in Abbildung 6.24 verdeutlicht dieses Ergebnis. An die Festigkeiten für die Versuchsreihe ohne Laserleistung fügt sich das angepasste Modell gut an. Die ermittelten Festigkeiten mit aktivierter Laserleistung liegen dagegen im Mittel unterhalb des angepassten Modells. Auf Basis des Prozessverständnisses nach dem Stand der Technik werden für eine Extrusionstemperatur von 262,5 °C höhere Festigkeiten als ermittelt

erwartet. Folglich besteht die Vermutung eines geringfügigen Störeffekts, beispielsweise der Laservorwärmung, sodass Festigkeiten teilweise höher ausfallen können.

Auf Grundlage dieser Analyse wird das Modell als valide bewertet, wobei insbesondere für Proben, die mit zusätzlicher Laserleistung und höheren Temperaturen hergestellt werden, geringfügig höhere Festigkeiten als modelliert erwartbar sind. Damit genügt das Modell der weiteren Charakterisierung des modifizierten FLM-Prozesses.

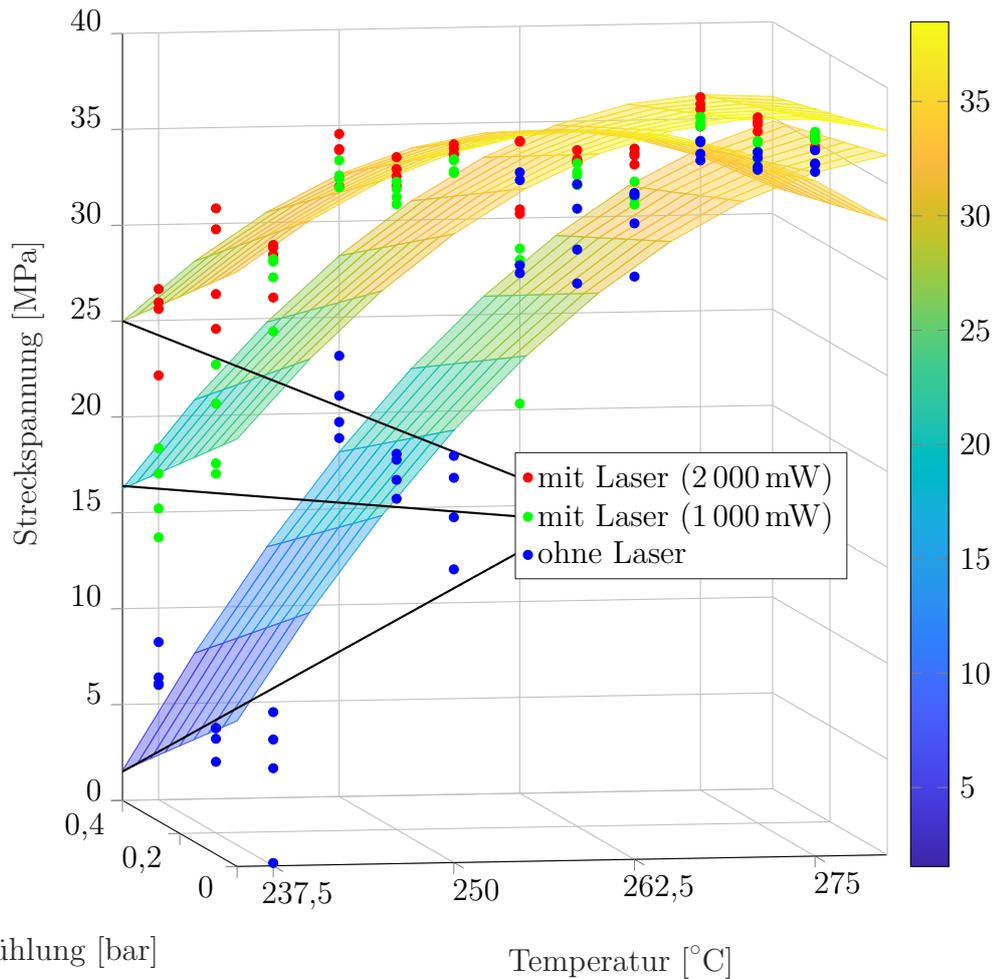


Abbildung 6.24: Versuchsergebnisse und modellierte Festigkeiten für gegebene Laserleistungen

Abbildung 6.25 zeigt das formulierte Modell anhand dreier konstant gehaltener Kühlungseinflüsse. Die obere Oberfläche repräsentiert das Modell ohne zusätzliche Kühlleistung. Die mittlere Fläche entspricht der Kühlung mit 0,2 bar und die untere Oberfläche zeigt das Modell für 0,4 bar. Grundsätzlich kann der Laserleistung und der steigenden Drucktemperatur ein positiver Effekt in Bezug auf die Bruchspannung zugesprochen werden. Die Kühlung beeinflusst die Festigkeit vorwiegend negativ und hat dabei einen geringeren Einfluss.

Für niedrige Extrusionstemperaturen hat eine steigende Laserleistung einen besonders großen Einfluss auf die Festigkeit, sodass diese im Rahmen der Versuchsreihe bei $237,5\text{ }^{\circ}\text{C}$ um bis zu 400% gesteigert werden kann, vergleiche Abbildung 6.25. Grundsätzlich zeigt sich, dass sich der Einfluss der Extrusionstemperatur auf den Lagenverbund mit steigender Laserleistung erheblich verringert, sodass auch für niedrige Extrusionstemperaturen von $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ erhöhte Festigkeiten erreicht werden.

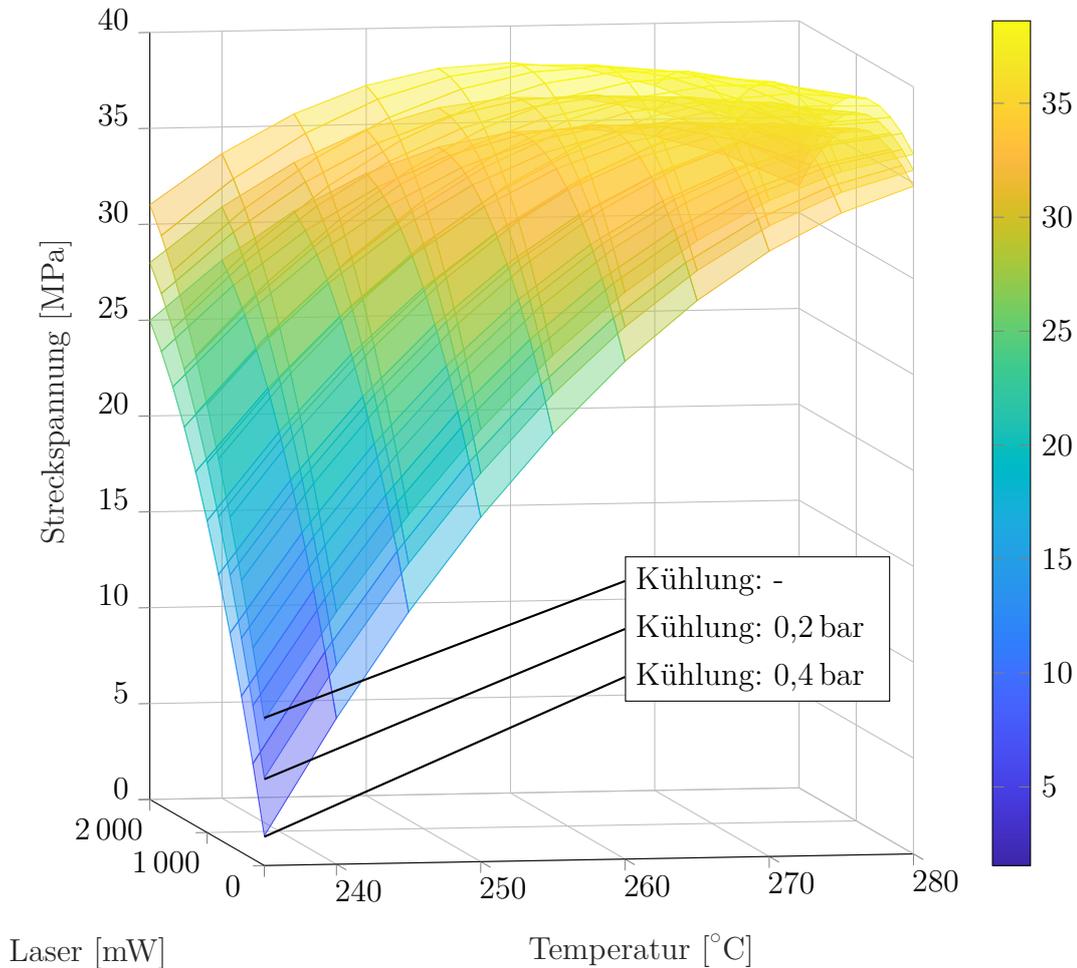


Abbildung 6.25: Modellierte Festigkeiten für gegebene Kühlungsparameter

Der festigkeitsmindernde Einfluss der Kühlung schwindet mit zunehmender Extrusionstemperatur. Während die Kühlung die Bruchspannung im Bereich niedriger Extrusionstemperaturen um rund 4 MPa herabsetzt, halbiert sich dieser Effekt für $275\text{ }^{\circ}\text{C}$, vergleiche Abbildung 6.25.

Für höchste Laserleistungen von 2000 mW zeichnet sich zwischen $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $270\text{ }^{\circ}\text{C}$ ein lokales Maximum ab. Das Modell zeigt, dass hohe Laserleistungen mit hohen Extrusionstemperaturen zu schwindenden Festigkeiten führen. Eine mögliche Erklärung könnte die Überhitzung des Materials infolge der Überlagerung aus hoher Laserleistung und Extrusionstemperatur sein. Eine Überhitzung, Degradation und daraus hervorgehende

Festigkeitsverluste des Materials sind für hohe Extrusionstemperaturen ohnehin zu erwarten. Dennoch kann diese Begründung nicht zweifelsfrei angenommen werden. Die möglichen Versuchsabweichungen in den Versuchsreihen einer Extrusionstemperatur von 262,5 °C bedingen eine Fehlanpassung des Modells. Zusätzlich ist zu hinterfragen, ob die Prozesscharakteristik des modifizierten Verfahrens über den gewählten quadratischen Modellterm vollständig abgebildet werden kann.

Ohne zusätzliche Versuchswiederholungen, einen angepassten Versuchsplan und eine komplexere Modellierung kann diese Fragestellung deshalb nicht endgültig beantwortet werden. Die Versuchsergebnisse werden dennoch als valide und die gewählte Modellanpassung als grundlegend plausible Prozessbeschreibung angenommen. Diese Annahme kann getroffen werden, da das Modell in Bezug auf das Verfahren physikalisch nachvollziehbare und erklärable Ergebnisse liefert und die Versuchsergebnisse gut abbildet (Anpassungsgüte: 0,91).

6.2.2 Festigkeit in YX- und YZ-Ausrichtung

Die Versuchspläne für Probekörper, welche in YX- und YZ-Ausrichtung gefertigt wurden, liefern jeweils eine einzelne Probe pro Faktorstufenkombination. Diese Versuchsreihen werden losgelöst von den Proben mit ZY-Ausrichtung ausgewertet, da sie sich grundlegend hinsichtlich ihrer Bruchcharakteristik unterscheiden, wie in Abbildung 6.16 aufgezeigt. Um die resultierenden Ergebnisse dennoch mit denen der stehenden Proben vergleichen zu können, wird die Festigkeit anhand der ermittelten Streckspannungen σ_S untersucht, da dieser Kennwert für alle Proben vorliegt. Die Versuchsergebnisse sind im Anhang tabellarisch aufgeführt, vergleiche Tabelle A.62.

Term	Schätzer	t-Wert	Wahrsch. > t
Orientierung[YX]	1,1398849	36,15	<,0001*
Kühlung [bar]	-5,664097	-29,35	<,0001*
Laserleistung [mW]	0,0004675	11,95	<,0001*
Drucktemperatur [°C]	0,0246857	10,72	<,0001*
(Kühlung [bar]-0,2)*(Kühlung [bar]-0,2)	15,53783	9,29	<,0001*
Orientierung[YX]*(Kühlung [bar]-0,2)	-0,450858	-2,33	0,0231*

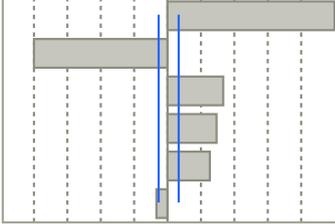


Abbildung 6.26: Modellparameter für die in YX- und YZ-Ausrichtung gefertigten Proben

Bei der Modellbildung wird das im vorherigen Kapitel dargestellte Vorgehen angewendet. Die Abbildungen mit den zugehörigen Residuenverteilungen sind im Anhang A.3.2 dargestellt. Der Probekörper ZC54 wird von der Auswertung ausgeschlossen. Infolge eines Bruches scheint sich der Rohling während des Schnittvorgangs verschoben zu haben, was

eine erhebliche Formabweichung zur Folge hatte. Außerdem sind die Versuche ZP01 und ZP02 aufgrund auffällig hoher Residuen ausgeschlossen worden.

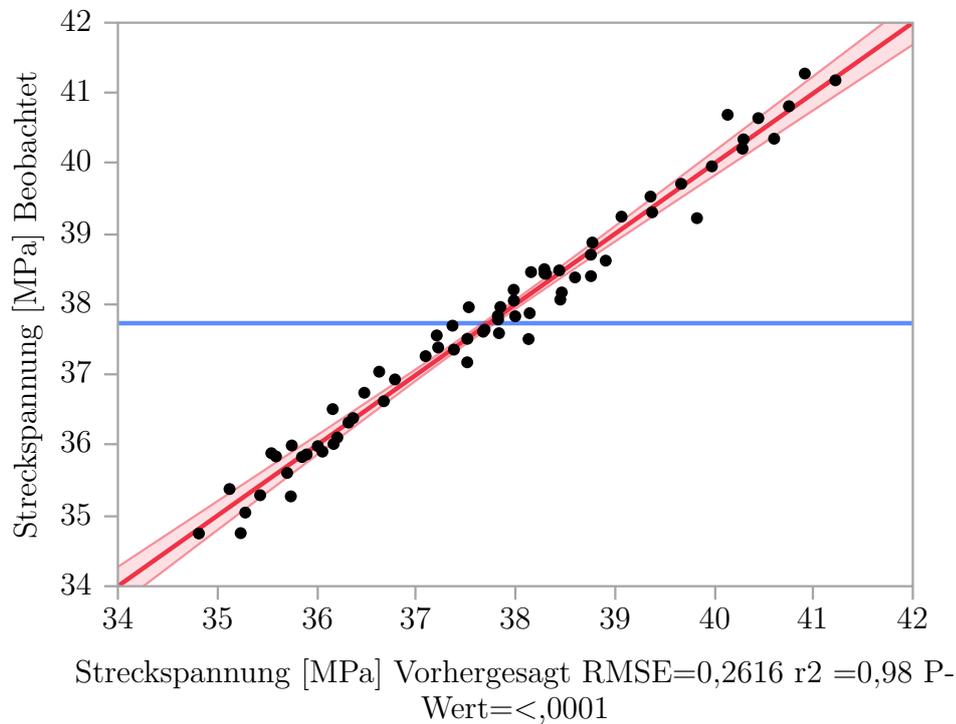


Abbildung 6.27: Zweite Modellanpassung der Streckspannung liegend gefertigter Proben (YX- und YZ-Ausrichtung) ohne Ausreißer

Für die verbleibenden Versuchsdaten wird eine zweite Modellanpassung nach dem vorgestellten Schema durchgeführt, um die Einflüsse der Faktoren zu ermitteln. Die resultierende Anpassung mit den in Abbildung 6.26 aufgeführten Parametern liefert ein sehr gutes Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,98$, siehe Modellanpassung 6.27. In Abbildung 6.28 sind die Modelle der Festigkeiten in Abhängigkeit der drei untersuchten Probenorientierungen dargestellt. Im Vergleich zu den stehend (ZY-Ausrichtung) gedruckten Proben weisen die in YX- und YZ-orientierten Proben, gemittelt über den Parameterraum, höhere Festigkeiten auf. Die Höhe der Parametereinflüsse ist dabei vergleichsweise gering, sodass sich die Streckspannung zwischen 35 MPa und 42 MPa bewegt. Die Kühlung hat einen degressiv fallenden Einfluss, während die Streckspannung mit steigenden Extrusionstemperaturen und Laserleistungen linear ansteigt. Bezogen auf die Orientierung kann ein vorwiegend konstanter Offset zwischen den YX- und YZ-orientierten Proben festgestellt werden, sodass die Proben mit YX-Ausrichtung gegenüber den YZ-orientierten Proben im Mittel eine um 2,28 MPa höhere Streckspannung vorweisen. Die höhere Festigkeit in YX-Ausrichtung kann möglicherweise auf den thermischen Einfluss des Druckbetts zurückgeführt werden. Eine Beeinflussung des Kristallisationsprozesses ist wahrscheinlich.

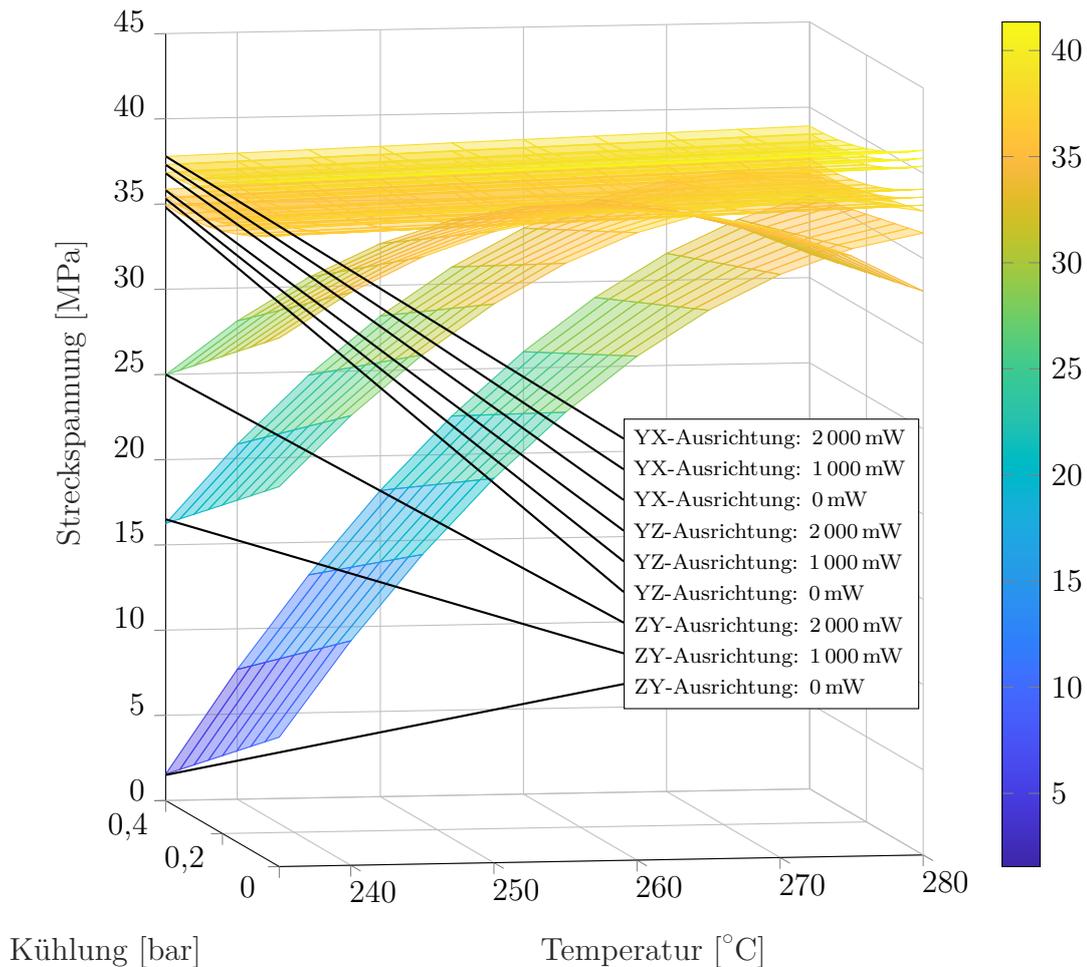


Abbildung 6.28: Modellierte Festigkeiten der drei Probenorientierungen aufgetragen für konstante Laserleistungen

6.2.3 Festigkeit in Abhängigkeit der Probenanzahl (ZY-Ausrichtung)

Im Hinblick auf die Festigkeit stehender Probekörper wird als weiterer Parameter der Einfluss der Probenanzahl in Wechselwirkung mit der Laserleistung und der Kühlung betrachtet. Die Anzahl der Probekörper, welche in einem Versuchsdurchlauf gefertigt werden, bedingt die Layerzeit. Entsprechend beträgt die Zeit zur Ablage eines Layers bei einem einzelnen Probekörper ein Zehntel der Zeit gegenüber zehn Probekörpern.

Die Layerzeit bedingt ihrerseits die Abkühlzeit der abgelegten Lage sowie des vollständigen Probekörpers, ehe die nächste Lage abgelegt wird, sodass kurze Layerzeiten zu einer höheren mittleren Bauteiltemperatur führen, welche maßgeblich den Lagenverbund beeinflusst. Folglich wird erwartet, dass die Layerzeit die Festigkeit insbesondere in Aufbaurichtung (ZY-Ausrichtung) beeinflusst. Entsprechend sind die Festigkeitsuntersuchungen auf stehende Probekörper ausgerichtet worden.

Um den Versuchsumfang weiter zu begrenzen, sind die Untersuchungen für eine konstante Extrusionstemperatur von 250 °C durchgeführt worden, vergleiche Abbildung 5.13. Auch der Parameterraum wurde auf eine Laserleistung von 0 mW bis 1 000 mW und einen Luftdruck von 0 bar bis 0,2 bar beschränkt. Die Versuchsergebnisse sind im Anhang beigefügt, siehe Tabelle A.63.

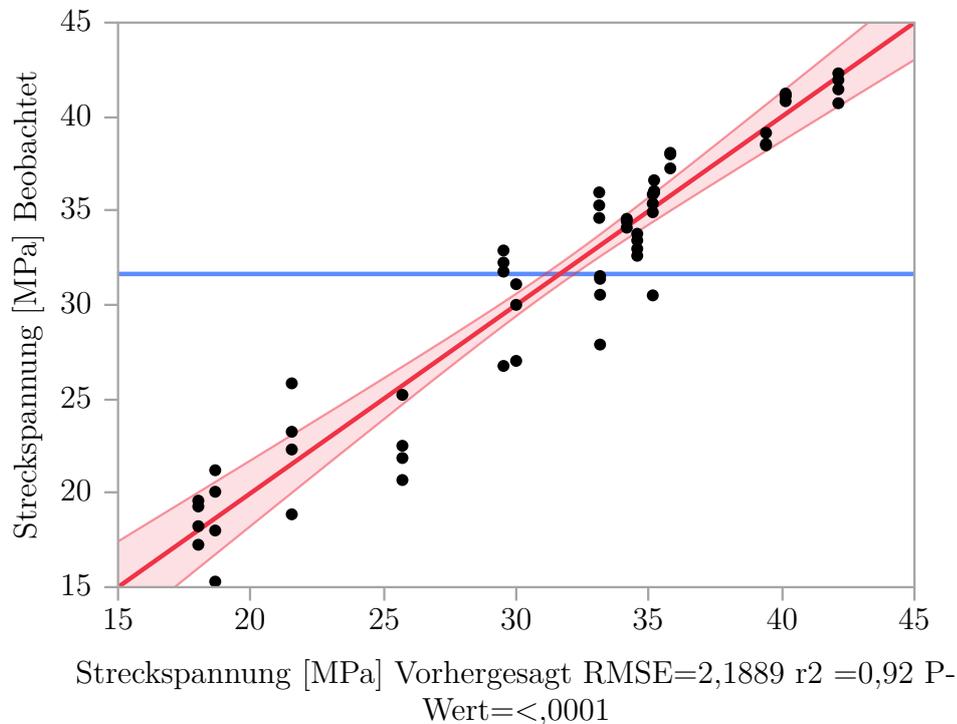


Abbildung 6.29: Modellanpassung der Streckspannung stehend gefertigter Proben (ZY-Ausrichtung) mit der Probenanzahl als Einflussfaktor

Die Modellierung erfolgt nach dem beschriebenen Vorgehen aus Kapitel 6.2.1. In Abbildung 6.30 sind die Modellparameter aufgeführt. Die Residuen sind normalverteilt und im Anhang A.3.2 abgebildet.

Term	Schätzer	t-Wert	Wahrsch. > t
Anzahl [Stk.]	-1,714742	-15,93	<,0001*
Laserleistung [mW]	0,0076438	13,97	<,0001*
(Anzahl [Stk.] - 4,5) * (Laserleistung [mW] - 500)	0,0016162	10,34	<,0001*
Kühlung [bar]	-22,59218	-8,26	<,0001*
(Anzahl [Stk.] - 4,5) * (Anzahl [Stk.] - 4,5)	0,244288	7,28	<,0001*
(Anzahl [Stk.] - 4,5) * (Kühlung [bar] - 0,1)	3,5288349	4,51	<,0001*

Abbildung 6.30: Modellparameter im Zusammenhang mit der Probenanzahl

In Abbildung 6.31 ist der Effekt der Probenanzahl auf die Bruchspannung in Abhängigkeit der Kühlleistung und der Laserleistung aufgetragen. Es wird deutlich, dass die Bruchspannung bei einer Extrusionstemperatur von 250 °C (Empfehlung für maximale

Extrusionstemperatur [Vol27]) für das konventionelle FLM-Verfahren ohne zusätzliche Laserleistung (blaue Punkte) mit steigender Probenanzahl degressiv abnimmt.

Wie in Kapitel 6.2.1 aufgezeigt, kann eine Erhöhung der Extrusionstemperatur zur Festigkeitssteigerung führen. Für geringe Layerzeiten kann es dabei zu lokaler Überhitzung und erheblichen Formabweichungen kommen. Die obere Fläche zeigt das Modell für eine Laserleistung von 1 000 mW (grüne Punkte). Es wird deutlich, dass die Laserleistung den negativen Effekt der ansteigenden Layerzeit gut kompensiert.

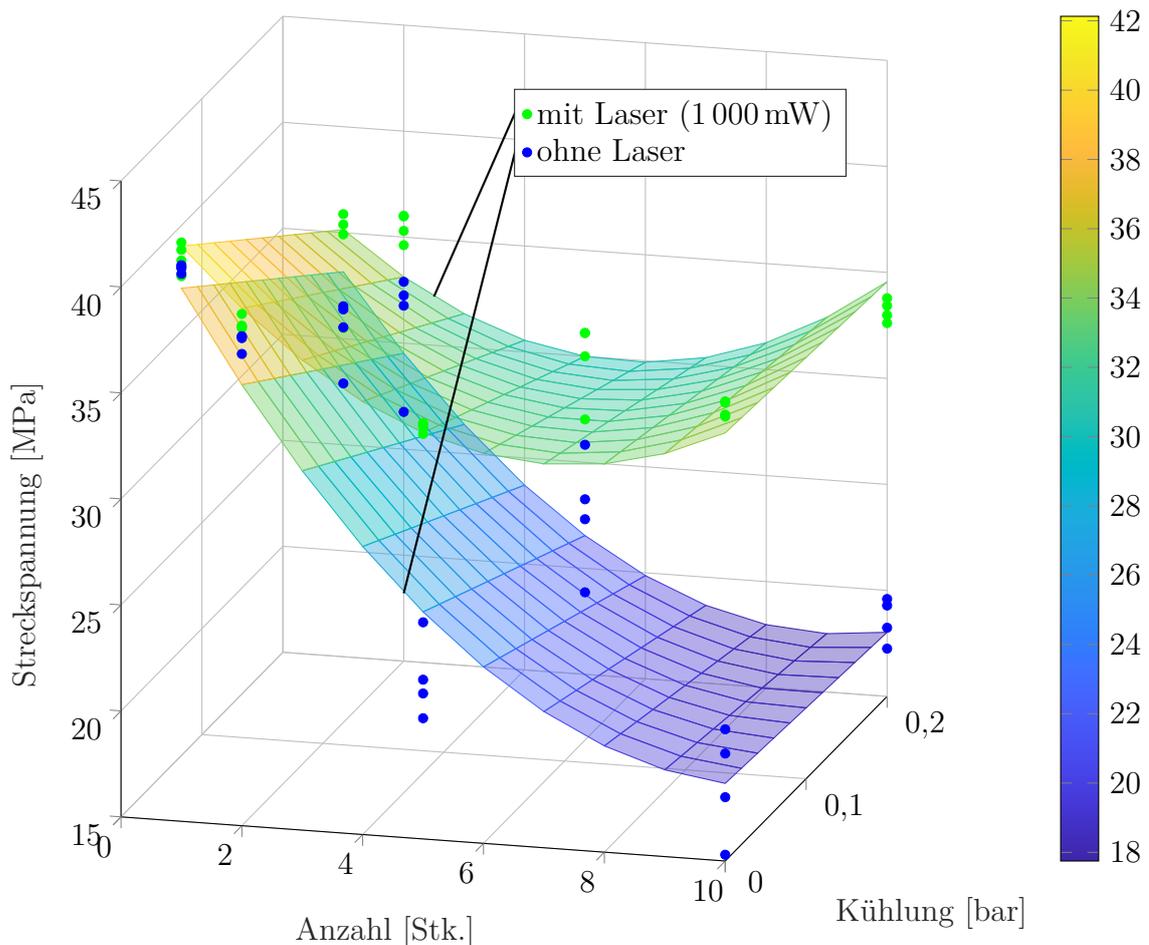


Abbildung 6.31: Versuchsergebnisse sowie modellierte Streckspannungen stehender Proben in Abhängigkeit der Probenanzahl

Für eine Probenanzahl von rund fünf Probekörpern und 1 000 mW Laserleistung weist das Modell minimale Festigkeit auf. Diese Modelleigenschaft lässt sich analytisch nicht begründen, weshalb das quadratische Modell als fehlerbehaftet einzuschätzen ist. Die Regressionsanalyse liefert einen quadratischen Modellparameter für die Probenanzahl und eine Wechselwirkung zwischen Anzahl und Laserleistung. Es kann davon ausgegangen werden, dass diese Einflüsse nur für die untersuchten geringen Layerzeiten signifikant sind.

Für weiter ansteigende Layerzeiten beziehungsweise größere Probenanzahlen wird sich die mittlere Prozesstemperatur und damit auch die Festigkeit einem konstanten Wert annähern. Durch die Laserleistung lässt sich die Festigkeit dabei grundsätzlich erhöhen und weitestgehend unabhängig von der Layerzeit stabilisieren. Der Einfluss der Layerzeit auf den Lagenverbund nimmt für eine aktivierte Laservorwärmung ab. Damit wird aufgezeigt, dass durch die Laservorwärmung eine erhebliche Stabilisierung des Verschweißungsprozesses bewirkt wird. Einem schlechten Lagenverbund infolge hoher Layerzeit wird so vorgebeugt.

Die Kühlung beeinflusst die Festigkeit negativ. Dabei nimmt der Einfluss der Kühlung mit zunehmender Probenanzahl stetig ab und hat bei zehn Probekörpern nahezu keinen Einfluss mehr auf die Festigkeit. Durch die Kühlung wird die mittlere Bauteiltemperatur abgesenkt. Der Umstand, dass der Kühlungseinfluss bei einzelnen Proben größer ist (4,52 MPa), bekräftigt die Annahme der erhöhten mittleren Bauteiltemperatur unabhängig von der applizierten Laserleistung. Der sehr geringe Kühleinfluss für eine Anzahl von zehn Probekörpern lässt darauf schließen, dass sich die mittlere Bauteiltemperatur einem Grenzwert annähert. Die für die Versuchsdurchführung gewählte obere Grenze für die Anzahl von zehn Probekörpern pro Versuchsdurchführung kann damit als sinnvoll bewertet werden, da der Einfluss der Layerzeit zwischen fünf und zehn Probekörpern bereits gering ausfällt.

6.3 Auswertung der Steifigkeit und des Bruchverhaltens

6.3.1 Stehende Proben in ZY-Ausrichtung

Zwischen der Steifigkeit und den untersuchten Einflussparametern der stehend gedruckten Probekörper (ZY-Ausrichtung) können keine eindeutigen Effekte identifiziert werden. Gleichzeitig weist der E-Modul innerhalb der Versuchswiederholungen eine hohe Streuung bei einer mittleren Standardabweichung von 56,67 MPa auf.

Term	Schätzer	t-Wert		Wahrsch. > t
Drucktemperatur [°C]	0,0020525	21,24		<,0001*
Laserleistung [mW]	1,9478e-5	11,80		<,0001*
Kühlung [bar]	-0,068802	-8,29		<,0001*
(Laserleistung [mW]-1007,04)*(Laserleistung [mW]-1007,04)	-1,019e-8	-3,55		0,0005*
(Laserleistung [mW]-1007,04)*(Kühlung [bar]-0,2)	-3,487e-5	-3,44		0,0008*

Abbildung 6.32: Modellparameter für die Bruchdehnung stehender Probekörper

Möglicherweise kann diese Streuung mit einer abweichenden Bestimmung des E-Moduls von der Norm verringert werden. Mit einem mittleren gemessenen E-Modul von 1029,15 MPa

liefern die Proben darüber hinaus eine deutlich geringere Steifigkeit gegenüber dem Ausgangsmaterial (1 440 MPa [ARK21]). Sowohl die herabgesetzte Steifigkeit als auch die hohe Streuung des E-Moduls können durch die FLM-typische Bauteilporosität, unzureichende Lagenverschweißung oder eine Materialschädigung verursacht werden.

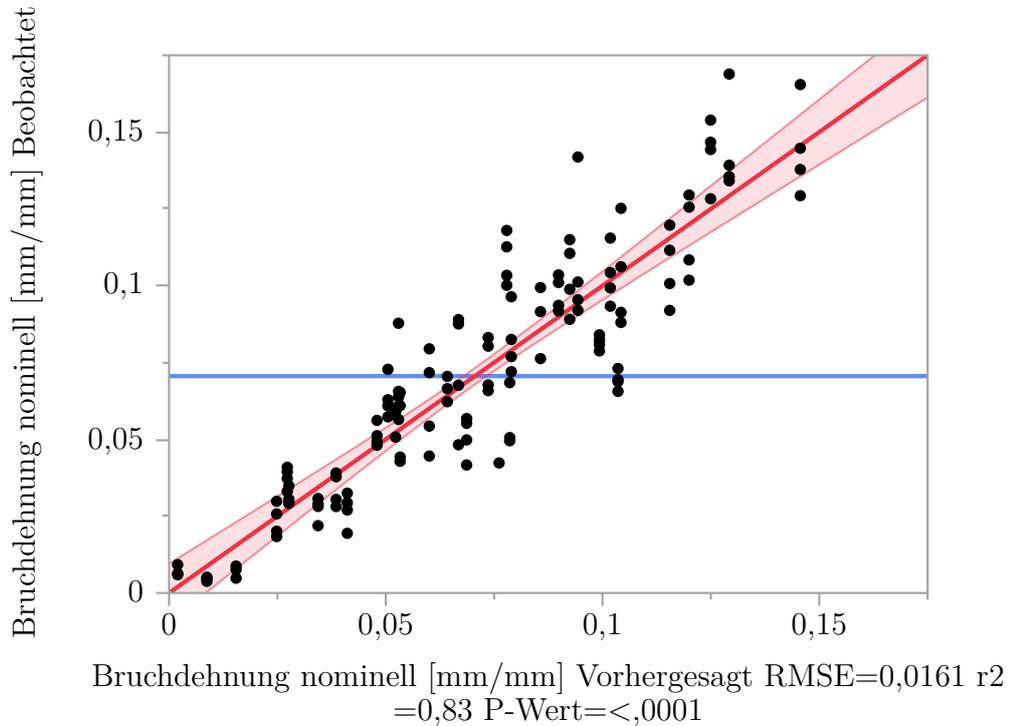


Abbildung 6.33: Modellanpassung der Bruchdehnung stehend gefertigter Proben (ZY-Ausrichtung)

Da die Probensteifigkeit nicht mit den Einflussparametern korreliert, steht die Bruchdehnung im direkten Zusammenhang mit der Probenfestigkeit. Folglich ähneln sich auch die Abhängigkeiten von den untersuchten Einflussparametern, vergleiche Abbildung 6.32. Das angepasste Modell ist in Abbildung 6.33 dargestellt (Residuen, siehe Anhang A.3.3). Wie auch die Festigkeit, wird die Bruchdehnung mit steigenden Laserleistungen und Extrusionstemperaturen erhöht und mit zunehmender Kühlleistung herabgesetzt, vergleiche Abbildungen 6.34 und 6.24. Anders als die Festigkeit, welche für hohe Temperaturen von 275 °C stagniert oder sinkt, steigt die Bruchdehnung linear an. Dieses wird mit der Probendehnung über den Streckpunkt hinaus erklärt, welche für hohe Extrusionstemperaturen erreicht wird.

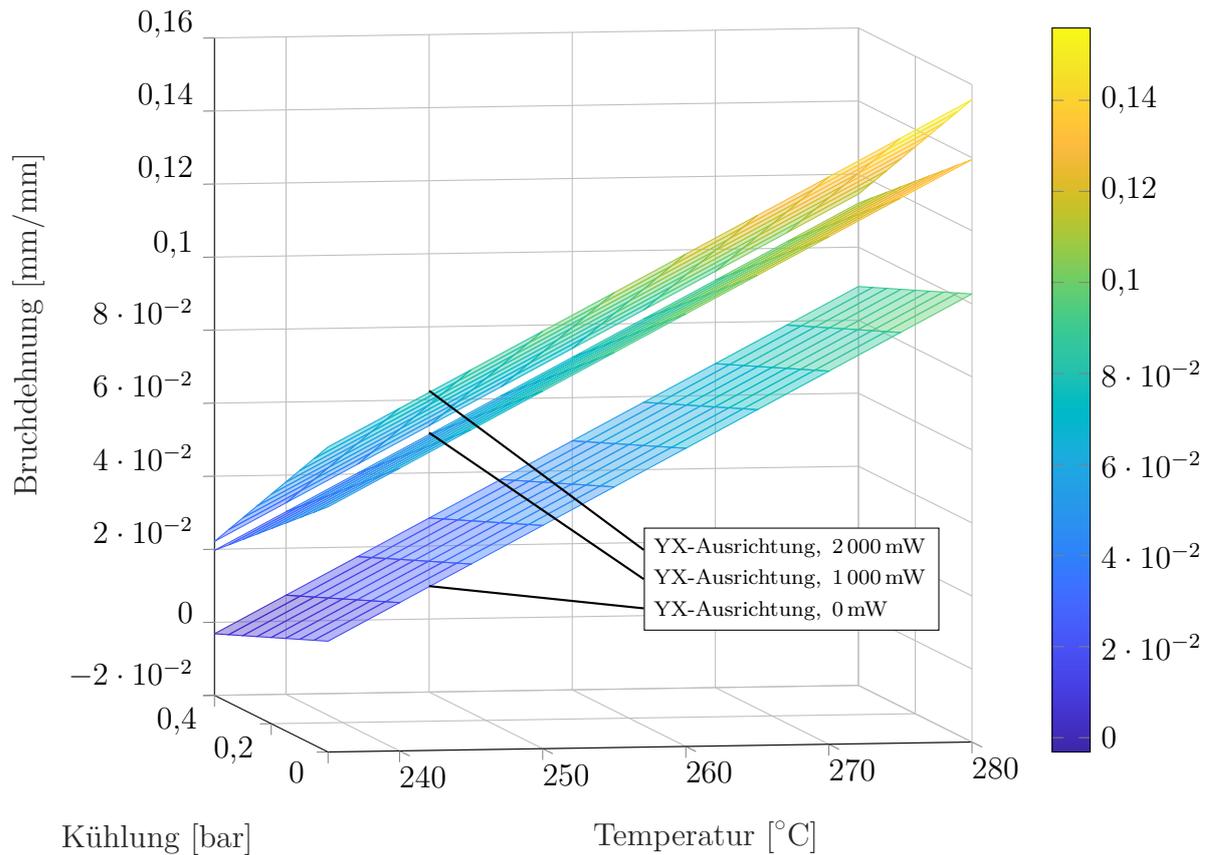


Abbildung 6.34: Dehnung bei Probenversagen

6.3.2 Liegende Proben in YX- und YZ-Ausrichtung

Im Gegensatz zu den stehend gedruckten Proben wird der E-Modul der liegend gedruckten Proben (YX- und YZ-Ausrichtung) durch die Einflussparameter signifikant beeinflusst. Bei der Modellbildung ist die Probe ZC54 aufgrund ihrer geometrischen Formabweichung ausgeschlossen worden. Abbildung 6.35 zeigt die signifikanten Terme des Modells, welche den Termen des ermittelten Modells für die Festigkeit liegend gedruckter Proben gleichen, vergleiche Abbildung 6.26. Das an die Versuchsdaten angepasste Modell ist in Abbildung 6.36 abgebildet.

Term	Schätzer	t-Wert	Wahrsch. > t
Orientierung[YX]	65,551287	12,37	<,0001*
Kühlung [bar]	-259,5873	-7,96	<,0001*
Drucktemperatur [°C]	1,8498125	4,85	<,0001*
Laserleistung [mW]	0,0211993	3,25	0,0018*
(Kühlung [bar]-0,20282)*(Kühlung [bar]-0,20282)	879,95855	3,14	0,0025*
Orientierung[YX]*(Kühlung [bar]-0,20282)	-77,48021	-2,38	0,0204*

Abbildung 6.35: Modellparameter für den E-Modul liegend orientierter Probekörper

Abbildung 6.37 zeigt sechs Flächenmodelle für den E-Modul. Die drei oberen Flächen zeigen die E-Moduln für Probekörper mit YX-Ausrichtung. Gegenüber den Probekörpern mit YZ-Ausrichtung (drei untere Ebenen) kann eine um 100 bis 150 MPa höhere Steifigkeit festgestellt werden. Neben der Orientierung wird der E-Modul mit steigender Extrusionstemperatur und Laserleistung erhöht und mit höherer Kühlleistung herabgesetzt.

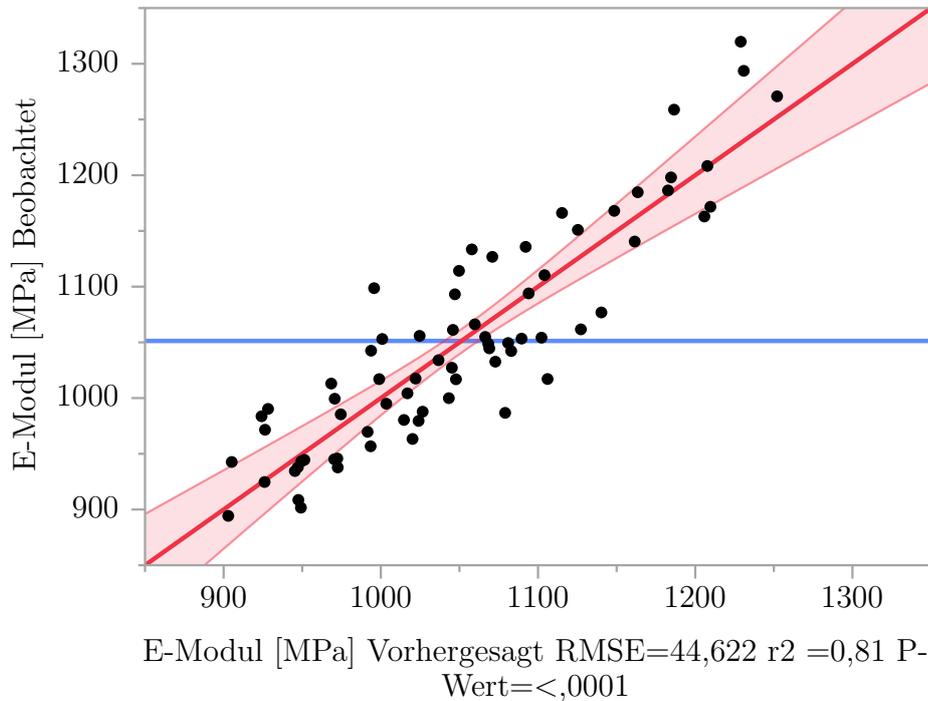


Abbildung 6.36: Modellanpassung des E-Modul liegend gefertigter Proben (YX- und YZ-Ausrichtung)

Bei stehenden Probekörpern, die in Aufbaurichtung gefertigt worden sind, werden die mechanischen Eigenschaften maßgeblich über den Lagenverbund limitiert. Dagegen werden die Festigkeit und Steifigkeit liegender Probekörper viel mehr durch die Materialeigenschaften bestimmt. Die Versuchsergebnisse legen nahe, dass Materialeigenschaften wie die Polymerausrichtung, der Kristallisationsgrad und die Sphärolithgröße durch die untersuchten Prozessparameter empfindlich beeinflusst werden. Der Einfluss der Druckbetttemperatur scheint die Steifigkeit (YX-Ausrichtung) zu erhöhen. Wie im Stand der Technik in Kapitel 2.2.1 eingeführt, kann der Kristallisationsgrad und die Sphärolithgröße durch die Prozessführung beeinflusst und insbesondere durch hohe Kühlraten herabgesetzt werden. Eine Korrelation zwischen Kristallisationsgrad und Kühleinfluss würde den Effekt herabgesetzter Festigkeiten und Steifigkeiten für eine aktivierte Kühlung erklären. Um diese Vermutung zu prüfen, sind mikroskopische oder optische Materialuntersuchungen nötig.

Anders als bei den stehenden Proben hat lediglich die Probenorientierung einen signifikanten Einfluss auf die Bruchdehnung der liegenden Versuchsreihen. Dabei weisen die

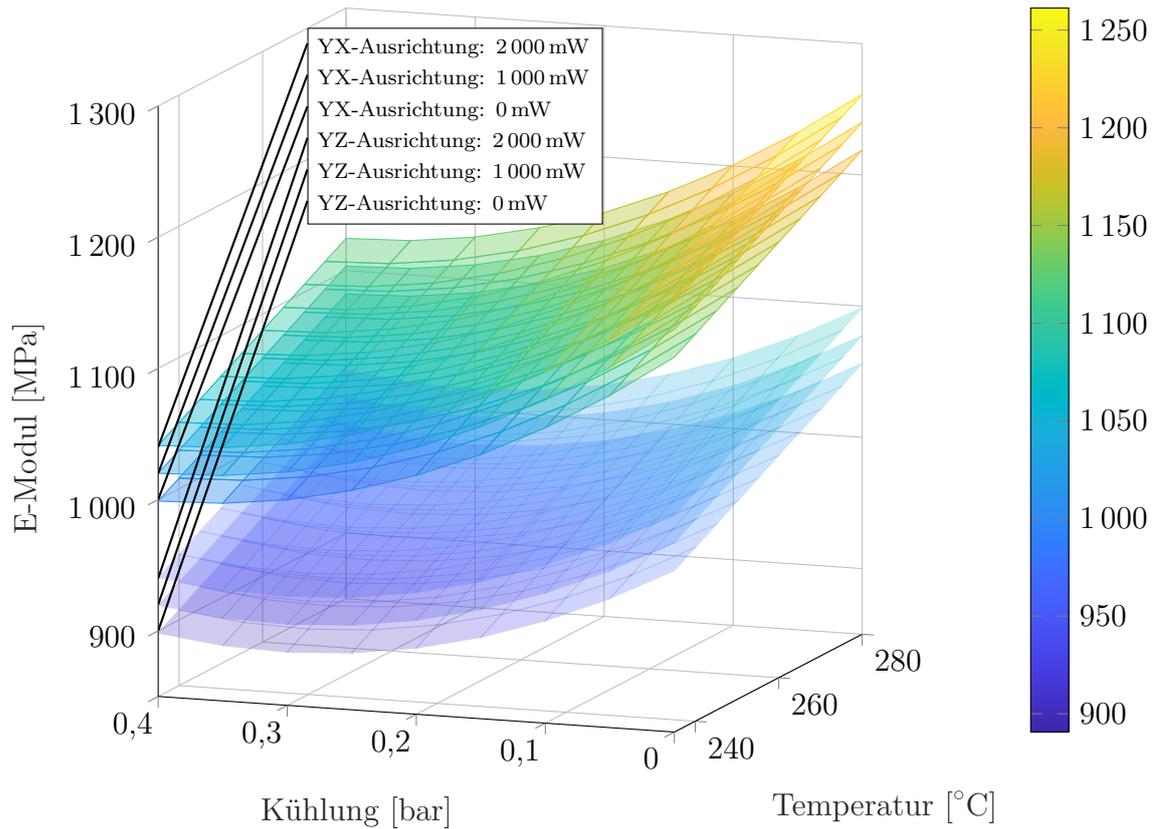


Abbildung 6.37: E-Moduln liegend ausgerichteter Probekörper

Probekörper mit YX-Ausrichtung eine mittlere Bruchdehnung von $0,961 \text{ mm mm}^{-1}$ auf, während die Proben mit YZ-Ausrichtung bei mittleren Dehnungen von $1,314 \text{ mm mm}^{-1}$ brechen. Die mittlere Bruchdehnung der liegenden Geometrien liegt damit mit $1,135 \text{ mm mm}^{-1}$ deutlich über den Werten der stehenden Probekörper. Die Standardabweichungen betragen $0,41 \text{ mm mm}^{-1}$ (YX-Ausrichtung) und $0,33 \text{ mm mm}^{-1}$ (YZ-Ausrichtung) und fallen damit sehr hoch aus.

6.4 Abschließende Auswertung und Diskussion der Versuchsergebnisse

Nach der Auswertung der Versuchsergebnisse erfolgt deren Zusammenführung, Einordnung und Diskussion im Sinne des FLM-Verfahrens. Zunächst wird anhand der Ergebnisse der Zusammenhang zwischen den Qualitätsmerkmalen Festigkeit und Verzug hergestellt. Weiterführend werden die Bauteilanisotropie analysiert und die erreichten Bauteilfestigkeiten gegenüber Ergebnissen aus dem SLS[®]-Verfahren eingeordnet.

Schließlich werden in Kapitel 6.4.4 grundlegende Schlussfolgerungen der Versuchsauswertung in Bezug auf die Bauteileigenschaften und die Prozessführung des FLM-Verfahrens

herausgearbeitet und die praktische Übertragbarkeit der Ergebnisse in Kapitel 6.4.5 aufgezeigt.

6.4.1 Zusammenführung von Festigkeit und Verzug

Wie viel Verzug zugelassen werden darf und wie hoch die Festigkeit eines Bauteils sein muss, hängt individuell von dessen Geometrie und Anforderungsprofil ab. Für jedes Fertigungsszenario muss entsprechend eine Abwägung stattfinden. Aus diesem Grund ist es sinnvoll, die Untersuchungsergebnisse für die Qualitätsmerkmale Festigkeit und Verzug zusammenzuführen und Abhängigkeiten aufzuzeigen.

Die Abbildungen 6.38, 6.39 und 6.40 zeigen drei Konturdiagramme, in welchen die Festigkeit in Abhängigkeit der Laserleistung und der Extrusionstemperatur aufgetragen sind. Die Konturdiagramme stellen dabei jeweils eine der untersuchten Kühlungseinstellungen dar. Es wird deutlich, dass die Festigkeit für eine gegebene Extrusionstemperatur durch zusätzliche Laservorwärmung vorwiegend erhöht wird.

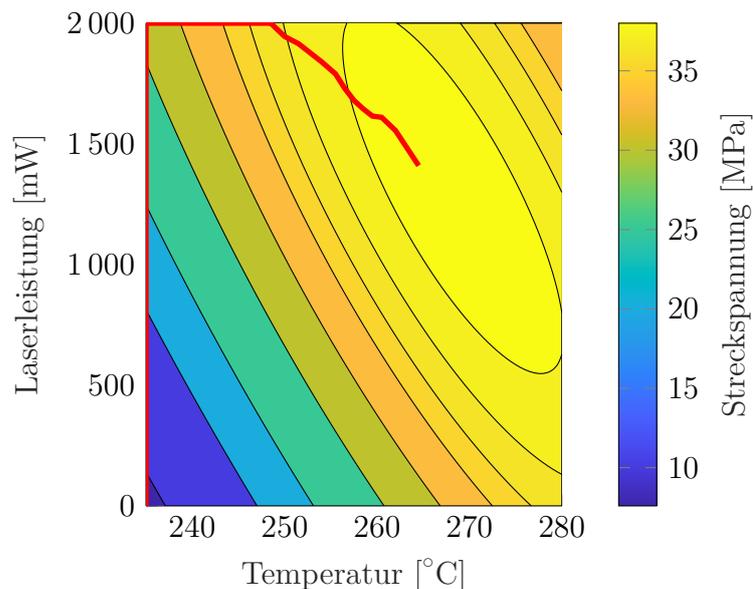


Abbildung 6.38: Contour-Plot der modellierten Festigkeiten ohne Kühlung

Für hohe Extrusionstemperaturen führen moderate Laserleistungen zu hohen Festigkeiten. Zu hohe Laserleistungen über 1 500 mW haben eine Abnahme der Festigkeit zur Folge. Ohne Kühlung werden maximale Festigkeiten für Extrusionstemperaturen von rund 267 °C erreicht, vergleiche Abbildung 6.38. Höhere Temperaturen setzen die Festigkeit herab.

Mit Erhöhung der Kühlleistung verschieben sich die maximal erreichbaren Festigkeiten, wie in Abbildungen 6.39 und 6.40 zu erkennen, hin zu höheren Extrusionstemperaturen.

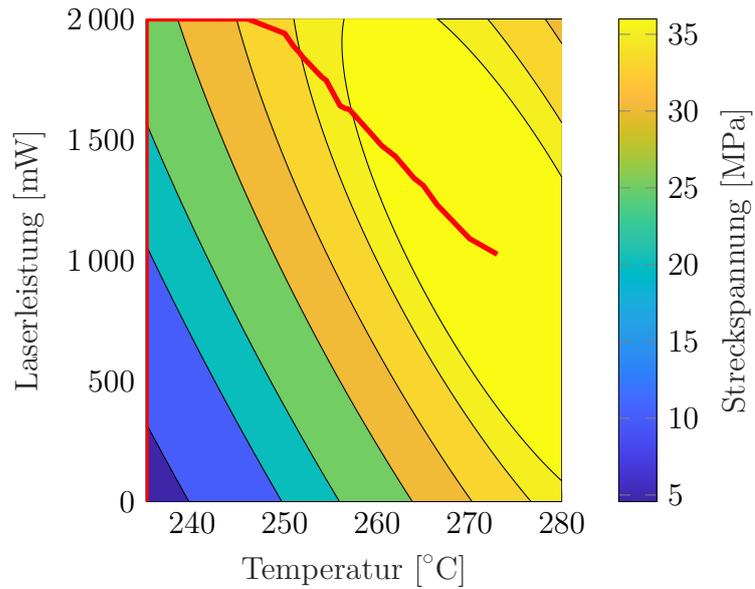


Abbildung 6.39: Contour-Plot der modellierten Festigkeiten mit einer Kühlung von 0,2 bar

Eine Extrapolation der Versuchsergebnisse über den Versuchsraum wird als nicht sinnvoll bewertet, da erwartet wird, dass mit einer weiteren Erhöhung der Extrusionstemperatur sowie der Laserleistung eine Materialschädigung erfolgt.

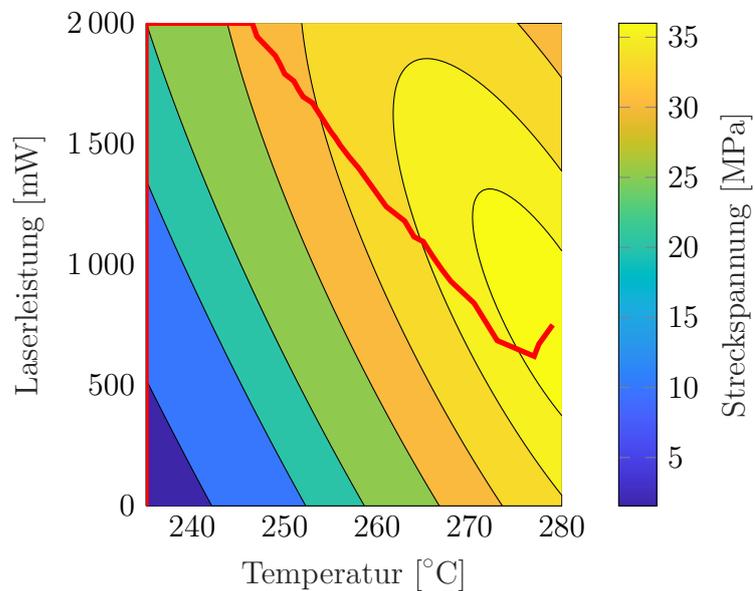


Abbildung 6.40: Contour-Plot der modellierten Festigkeiten mit einer Kühlung von 0,4 bar

Den Konturdiagrammen sind rote Linien hinzugefügt. Diese Linien zeigen die Parameterkombination aus Laserleistung und Extrusionstemperatur an, für welche der Verzug bei gegebener Festigkeit minimal ist. Verfolgt man diese Linie, so erreicht man für fallende

Festigkeitswerte den Rand des Parameterraumes im Bereich maximaler Laserleistungen. Es ist möglich, dass es für sinkende Extrusionstemperaturen Parameterkombinationen mit Laserleistungen >2000 mW gibt, welche bessere Ergebnisse liefern. Der Parameterraum ist jedoch begrenzt worden, da eine laserinduzierte Materialschädigung erwartet wird.

Die Daten der roten dargestellten Linienverläufe aus den Abbildungen 6.38, 6.39 und 6.40 sind in Abbildung 6.41 übertragen worden, um einen direkten Vergleich zwischen dem konventionellen Verfahren, dem lasergestütztem Prozess sowie dem Prozess mit zusätzlicher Kühlung zu ermöglichen. Die Bereiche, welche durch eine dicke Linie markiert werden, liegen innerhalb des untersuchten Versuchsraums. Die dünnen Linien kennzeichnen Punkte, die am Rand des Prozessfensters liegen und hohe Festigkeiten bei niedrigem Verzug und gegebenen Prozessparametern liefern.

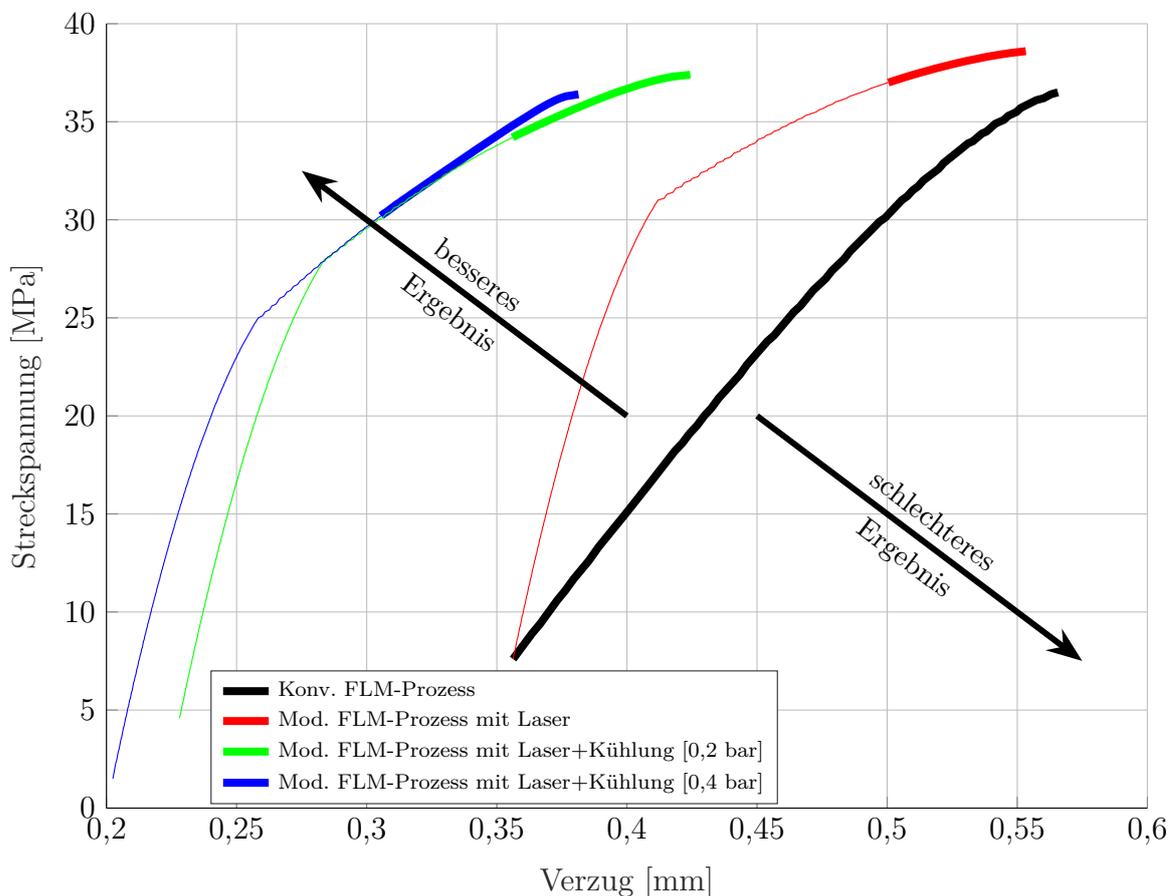


Abbildung 6.41: Darstellung der Zielparameter Verzug und Festigkeit in Abhängigkeit der Prozessparameter

Dabei weisen die blaue, grüne und rote Linie einen Knick auf, vergleiche Abbildung 6.41. Links des Knicks weist die Kurve mit zunehmendem Verzug einen hohen und leicht abnehmenden Festigkeitszuwachs auf. Dieser Bereich kennzeichnet das Prozessfenster bei einer Extrusionstemperatur von 235°C und zunehmender Laserleistung. Der Knick in der

jeweiligen Kurve entspricht dem Punkt in der oberen linken Ecke der Konturdiagramme. Der weitere Verlauf der Kurven folgt der oberen Kante der Konturdiagramme nach rechts, ehe die roten Linien bis hin zur maximal erreichbaren Festigkeit in den untersuchten Parameterraum übergehen.

Anhand der Abbildung 6.41 wird deutlich, dass die Prozessmodifikationen der Laservorwärmung und der Kühlung den FLM-Prozess im Hinblick auf geringeren Verzug und höhere Festigkeiten in Aufbaurichtung ausnahmslos optimieren. Durch die Laservorwärmung wird der Lagenverbund über das Maximum des konventionellen Prozesses (38,6 MPa/36,5 MPa) hinaus erhöht. Damit erreichen die Proben in ZY-Richtung 89,8 % der Festigkeit spritzgossener Vergleichsproben [ARK21].

Gleichfalls kann der Verzug durch die aktive Prallkühlung erheblich herabgesetzt werden. So liefert der optimierte Prozess bei einer Festigkeit von 36,5 MPa, was der maximal erreichbaren Festigkeit des konventionellen Verfahrens entspricht, einen um 32,6 % verringerten Verzug. Für niedrigere Festigkeiten von beispielsweise 25 MPa kann der Verzug um bis zu 44,1 % herabgesetzt werden.

6.4.2 Anisotropie des modifizierten Verfahrens

Wie aus Kapitel 6.2.2 hervorgeht, weisen die Festigkeiten liegend orientierter Probekörper über den Versuchsraum einen konstanten und vergleichsweise niedrigen Offset (2,28 MPa) zueinander auf. Der Einfluss der untersuchten Parameter auf die Festigkeit ist überdies, verglichen mit den Proben, welche in Aufbaurichtung gefertigt wurden, gering. Aus Abbildung 6.28 geht dagegen hervor, dass die Festigkeit stehender Probekörper durch die Einflussparameter erheblich beeinflusst wird. Der konventionelle Prozess erreicht hohe Festigkeiten lediglich für besonders hohe Extrusionstemperaturen, welche mit hohem Verzug einhergehen.

In Tabelle 6.1 sind die modellierten Ergebnisse ausgewählter Parameterkombinationen, ergänzend zu der graphischen Abbildung 6.28, aufgelistet. Diese Auswahl erleichtert den Vergleich des konventionellen Prozesses mit dem modifizierten Verfahren. Für die jeweilige Parameterkombination ist der Verzug sowie die Festigkeit für die drei untersuchten Probenausrichtungen aufgeführt. Außerdem wird die Anisotropie abgebildet, indem für jede Probenausrichtung die relative Abweichung der ermittelten Streckspannung σ_S von der Materialfestigkeit σ_∞ betrachtet wird.

Die ersten drei Zeilen fassen die ermittelten Werte für unterschiedliche Düsentemperaturen im konventionellen FLM-Prozess zusammen. Dabei zeigt die erste Zeile die Daten für die

vom Filamenthersteller empfohlene Extrusionstemperatur von 250 °C. Es fällt auf, dass die Festigkeit der stehenden Proben deutlich geringer ausfällt als die der liegenden Probekörper. Diese Anisotropie wird bei sinkender Extrusionstemperatur in der zweiten Zeile weiter verstärkt. Durch die sinkende Extrusionstemperatur wird die Festigkeit herabgesetzt, jedoch kann der Verzug hierdurch verringert werden, vergleiche Tabelle 6.1. Der exakt gegenteilige Effekt wird durch das Anheben der Extrusionstemperatur auf 275 °C erreicht. Für diese extrem hohe Extrusionstemperatur erreicht die Festigkeit in Aufbaurichtung nahezu die der liegend gefertigten Probekörper.

Tabelle 6.1: Vergleich der Anisotropie zwischen konventionellem und modifiziertem Prozess (Modellwerte)

$T_H / P_L / p_{LD}$ [°C] / [W] / [bar]	Verzug [mm]	σ_S (ZY) [MPa]	σ_S (YX) [MPa]	σ_S (YZ) [MPa]	Anisotropie [%] / [%] / [%] von $\frac{\sigma_S}{\sigma_\infty}$
250/0/0	0,446	22,55	39,67	37,39	52,5/92,3/87,0
237,5/0/0	0,373	10,46	39,36	37,08	24,3/91,5/86,2
275/0/0	0,551	35,65	40,29	38,01	82,9/93,7/88,4
275/1000/0	0,579	38,43	40,75	38,47	89,4/94,8/89,5
250/2000/0	0,502	37,03	40,60	38,32	86,1/94,4/89,1
250/2000/0,4	0,332	32,45	38,16	36,24	75,5/88,7/84,3
237,5/2000/0,4	0,272	26,59	37,85	35,93	61,8/88,0/83,6

Wird der Laser ergänzend aktiviert (Zeile vier) steigen die Festigkeiten und der Verzug weiter, während die Anisotropie verringert wird. Die stehenden Probekörper (ZY-Ausrichtung) erreichen 94,3% der Festigkeit der liegenden Proben (YX-Ausrichtung). In Zeile fünf zeigt sich, dass der Verzug durch ein Herabsetzen der Extrusionstemperatur verringert werden kann, während die Erhöhung der Laserleistung stetig hohe Festigkeiten ermöglicht. Wird die Kühlung zusätzlich aktiviert, kann der Probenverzug um 33% abgesenkt werden. Die Festigkeiten sinken jedoch um bis zu 10%. Wird die Extrusionstemperatur weiter abgesenkt, setzt sich dieser Trend fort, sodass erhöhte Anisotropie bei geringem Verzug resultiert.

Es lässt sich schlussfolgern, dass die Anisotropie FLM-gefertigter Bauteile im modifizierten Prozess verringert und die Festigkeiten insbesondere in Aufbaurichtung gesteigert werden. Die Laserleistung verbessert den Lagenverbund in erheblichem Maße, während die Festigkeiten in der Prozessebene nur geringfügig in Wechselwirkung mit der Strahlung stehen. Durch die zusätzliche Laserleistung kann eine Abnahme der Bauteilfestigkeit in Aufbaurichtung infolge einer Absenkung der Extrusionstemperatur kompensiert werden. Da hohe Extrusionstemperaturen hohen Verzug bedingen, wird der Bauteilverzug im modifizierten Prozess verringert.

Wird die letzte Zeile aus Tabelle 6.1 mit der ersten verglichen, so wird deutlich, dass der modifizierte Prozess auch im Hinblick auf minimalen Verzug optimiert werden kann. Gegenüber dem konventionellen Prozess wird der Verzug um 39 % verringert, während die Festigkeiten vergleichbar hohe Werte annehmen.

6.4.3 Vergleich mit dem SLS-Verfahren

Um die dargelegten Ergebnisse dieser Arbeit bewerten zu können, sind die ermittelten Festigkeitswerte in der rechten Spalte von Tabelle 6.1 prozentual gegenüber der herstellerseitig angegebenen Materialfestigkeit des Ausgangsmaterials von 43 MPa aufgetragen worden [ARK21]. Damit ist ein absoluter Vergleich zwischen den Versuchsergebnissen (modifizierter FLM-Prozess) und der nach Spezifikationsnorm ISO 16396 ermittelten Materialfestigkeit gegeben [Deu21].

Über diesen Vergleich mit konventionell gefertigten Formmassen hinaus muss die Entwicklung im Kontext der additiven Fertigung bewertet werden. Zu diesem Zweck sind Vergleichsprobekörper mittels des in der Industrie etablierten SLS[®]-Verfahrens hergestellt worden. Die Herstellung erfolgte durch das 3D-Druckzentrum der Fachhochschule Südwestfalen unter Anwendung standardisierter Prozessparameter und eines PA12-Pulvers mit einem üblichen Anteil von 50 % Altpulver. Die Probenorientierungen und Dimensionen sind aus der dargestellten Versuchsdurchführung in Kapitel 5.4.2 übernommen worden.

Das SLS[®]-Verfahren wird dem FLM-Prozess in der Industrie aufgrund seiner Prozessstabilität, der guten Automatisierung, hoher Genauigkeiten und guter Bauteilfestigkeiten vorgezogen. Dabei stellen Polyamide und insbesondere PA12 die Standardwerkstoffe dar, welche aufgrund ihrer guten Werkstoffeigenschaften vielseitig Anwendung erfahren [Geb16]. Durch den modifizierten Prozess wird die Verarbeitung von PA12 im FLM-Verfahren erheblich verbessert. Im Folgenden wird der Wert dieser kosteneffizienten FLM-Technik für die industrielle Anwendung durch den Vergleich mit dem etablierten SLS[®]-Verfahren abgebildet.

Bei der Untersuchung der gefertigten SLS[®]-Probekörper sind pro Orientierung jeweils sieben Zugversuche durchgeführt worden, deren Ergebnisse in Tabelle A.64 aufgeführt sind. Wie in Abbildung 6.42 dargestellt sind für die SLS[®]-Proben gemittelte Streckspannungen von 42,76 MPa in YX-Orientierung, 42,3 MPa in YZ-Orientierung, 36,91 MPa in ZY-Orientierung und über alle Proben 40,66 MPa ermittelt worden. Damit liegen die mittleren Festigkeiten der SLS[®]-Proben über denen des FLM-Verfahrens, vergleiche Tabelle 6.1.

Darüber hinaus wird für SLS[®]-gefertigte Probekörper eine signifikante Anisotropie festgestellt. Gegenüber den Proben in YX-Richtung weisen die Proben in ZY-Richtung lediglich eine Festigkeit von 86,32 % auf, während im modifizierten FLM-Prozess (275/1000/0) für hohe Festigkeiten 94,3 % erreicht werden. Wird die Festigkeit in Aufbaurichtung als kritischer Festigkeitswert betrachtet, so erreicht der modifizierte Prozess eine maximale Streckspannung von 38,63 MPa (267,5/1315/0) gegenüber 36,91 MPa für die SLS[®]-Probekörper. Damit ist aufgezeigt, dass der modifizierte Prozess einerseits nicht die maximalen Festigkeiten liegend ausgerichteter Vergleichsproben erreicht, aber in Aufbaurichtung durchaus vergleichbare oder etwas höhere Festigkeiten liefern kann.

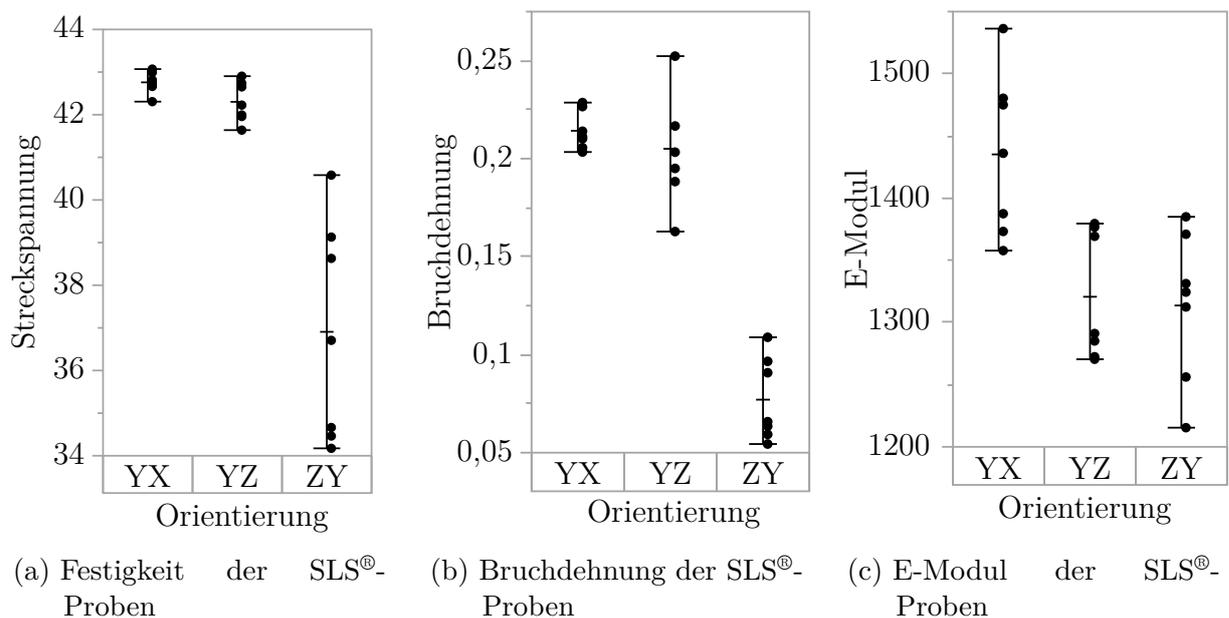


Abbildung 6.42: Vergleichskennwerte SLS[®]-gefertigter Probekörper mit äquivalenten Probenorientierungen

Neben der Festigkeit konnte als ein weiterer Kennwert die Bruchdehnung der Proben analysiert werden. Die stehenden Proben weisen eine mittlere Bruchdehnung von 7,7 % auf. Dadurch, dass für die liegenden Probekörper in YX-Ausrichtung (21,4 %) und YZ-Ausrichtung (20,5 %) deutlich höhere Dehnungen gemessen worden sind, wird auch hinsichtlich des Bruchverhaltens eine deutliche Anisotropie SLS[®]-gefertigter Bauteile erkennbar, vergleiche Abbildung 6.42b. Für die FLM-gefertigten Proben ist ebenfalls eine deutliche Anisotropie im Hinblick auf das Bruchverhalten festgestellt worden. Abhängig von den gewählten Prozessparametern kann in Aufbaurichtung (ZY-Richtung) eine Bruchdehnung bis zu 15 % erreicht werden, vergleiche Abbildung 6.34. Für die liegenden Probekörper in YX-Richtung entspricht die Bruchdehnung im Mittel 96,1 % und in YZ-Richtung sogar 131,4 %. Damit liegen die Bruchdehnungen insbesondere liegender FLM-Proben weit über den Vergleichsproben des SLS[®]-Verfahrens.

6.4.4 Bedeutung der Versuchsergebnisse für den FLM-Prozess

Aus den dargestellten Versuchsergebnissen ergeben sich Anpassungsmöglichkeiten für die Prozessführung gegenüber dem konventionellen FLM-Verfahren. In Tabelle 6.2 sind die tendenziellen Ausprägungen der Bauteileigenschaften für den modifizierten Prozess zusammengefasst. Durch die Laservorwärmung wird die Bauteilfestigkeit erhöht und die Anisotropie herabgesetzt. Insbesondere durch die intensive Kühlung kann der Verzug gegenüber dem konventionellen Verfahren verringert werden.

Tabelle 6.2: Einfluss der Prozessmodifikationen auf die Bauteileigenschaften FLM-gefertigter Komponenten

<i>Bauteileigenschaften</i>	<i>Tendenzen</i>
<i>Festigkeit</i>	↗
<i>Verzug</i>	↘
<i>Anisotropie</i>	↘

Über diese direkten Beeinflussungen der Bauteileigenschaften hinaus ergeben sich neue Möglichkeiten in der Prozessführung, aus welchen vorteilhafte Synergien hervorgehen. In Tabelle 6.3 sind Prozessparameter aufgelistet, die in Wechselwirkung mit den Prozessmodifikationen stehen. So kann durch zusätzliche Laserleistung die Extrusionstemperatur herabgesetzt und gleichzeitig ein guter Lagenverbund erzielt werden. Diese Prozessanpassung begünstigt gleichzeitig, dass der Bauteilverzug durch eine herabgesetzte Extrusionstemperatur verringert wird.

Tabelle 6.3: Einfluss der Prozessmodifikationen auf die FLM-Prozessführung

<i>Prozessparameter</i>	<i>Tendenzen</i>
<i>Extrusionstemperatur</i>	↘
<i>Druckbetttemperatur</i>	↘
<i>Bauraumtemperatur</i>	↘
<i>Einfluss der Layerzeit</i>	↘

Abhängig von dem zu verarbeitenden Material und der Bauteilgeometrie werden im konventionellen Prozess erhöhte Druckbett- und Bauraumtemperaturen gewählt. Hohe Druckbetttemperaturen verbessern die Haftung auf der Plattform. Über konduktive Wärmeleitung wird das Bauteil temperiert, sodass in der Wärmeeinflusszone die prozessbegleitende Schwindung herabgesetzt und der Verschweißungsprozess zwischen den Lagen gefördert wird. Mit einer aktiven Bauraumbeheizung wird das vollständige Bauteil temperiert, sodass die Schwindung und der Lagenverbund über den kompletten Prozess beeinflusst werden können. Da die Prozessmodifikationen ebenso den Verzug herabsetzen und den Lagenverbund verbessern, können sowohl die Druckbetttemperatur als auch die Bauraumtemperatur an den modifizierten Prozess angepasst werden. Materialien wie PA12, die im

konventionellen Verfahren je nach Anwendung mit aktiver Bauraumbeheizung gedruckt werden müssen, können im modifizierten Verfahren vermehrt ohne Beheizung verarbeitet werden.

Die Höhe der Bauraumtemperatur wird durch die Erweichungstemperatur des Verarbeitungsmaterials sowie durch die Temperaturbeständigkeit der Anlagenkomponenten begrenzt. Die Anlage muss über eine Heizung sowie einen geschlossenen Bauraum beziehungsweise eine thermische Isolation gegenüber der Umwelt verfügen. Insbesondere die thermische Isolation und Beständigkeit der Anlage bedingen hohe konstruktive Anforderungen, welche den Preis der Fertigungsanlage erhöhen. Darüber hinaus werden durch die Beheizung über lange Prozesszeiten erhebliche Energiekosten verursacht. Der modifizierte Prozess ermöglicht es in vielen Fällen, auf eine solche Beheizung verzichten zu können.

Insbesondere bei Anlagen ohne Bauraumbeheizung bedingen variierende Layerzeiten sowie unterschiedliche Bauteilgeometrien die resultierenden mechanischen Eigenschaften des Produktes. Unabhängig von der Eignung des Materials zur Verarbeitung ohne Bauraumbeheizung können Eigenschaften über dessen Geometrie lokal variieren, da prozessbegleitend eine inhomogene Bauteiltemperierung vorliegt. Diese wird einerseits durch die Bauteilgeometrie und andererseits durch die eingebrachte Wärme aus dem Druckbett bestimmt, vergleiche Abbildungen 2.51 und 2.50.

Die Versuchsergebnisse dieser Arbeit zeigen, dass durch den Laser die Abhängigkeit der Festigkeit von der Layerzeit, welche mit der Bauteilgeometrie korreliert, erheblich reduziert wird, vergleiche Abbildung 6.31. Die in der Versuchsdurchführung gewählte, vergleichsweise niedrige Druckbetttemperatur T_B von 75°C scheint überdies keinen Einfluss auf den Lagenverbund zu haben, da die Probenbrüche in ihrer Häufigkeit unauffällig über die Prüflänge verteilt erfolgten. Bei einem Einfluss der Druckbetttemperatur auf die Bauteilfestigkeit werden die Brüche der stehenden Probekörper vermehrt in der unteren/wärmeren Probenhälfte erwartet.

6.4.5 Praktische Anwendung und Übertragbarkeit

Oft wird aufgrund hoher Bauteilanisotropie und -verzugs auf die Verwendung des FLM-Verfahrens für die Produktion von Endprodukten verzichtet. Dabei stellt die Festigkeit in Aufbaurichtung die Schwachstelle des Verfahrens dar. Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen, dass durch die Prozessmodifikation höhere Festigkeiten bei vermindertem Verzug erreicht werden. Auch wird der Zusammenhang zwischen Prozessparametern und resultierenden Bauteileigenschaften sowohl für das konventionelle als auch für das modifizierte Verfahren hergestellt.

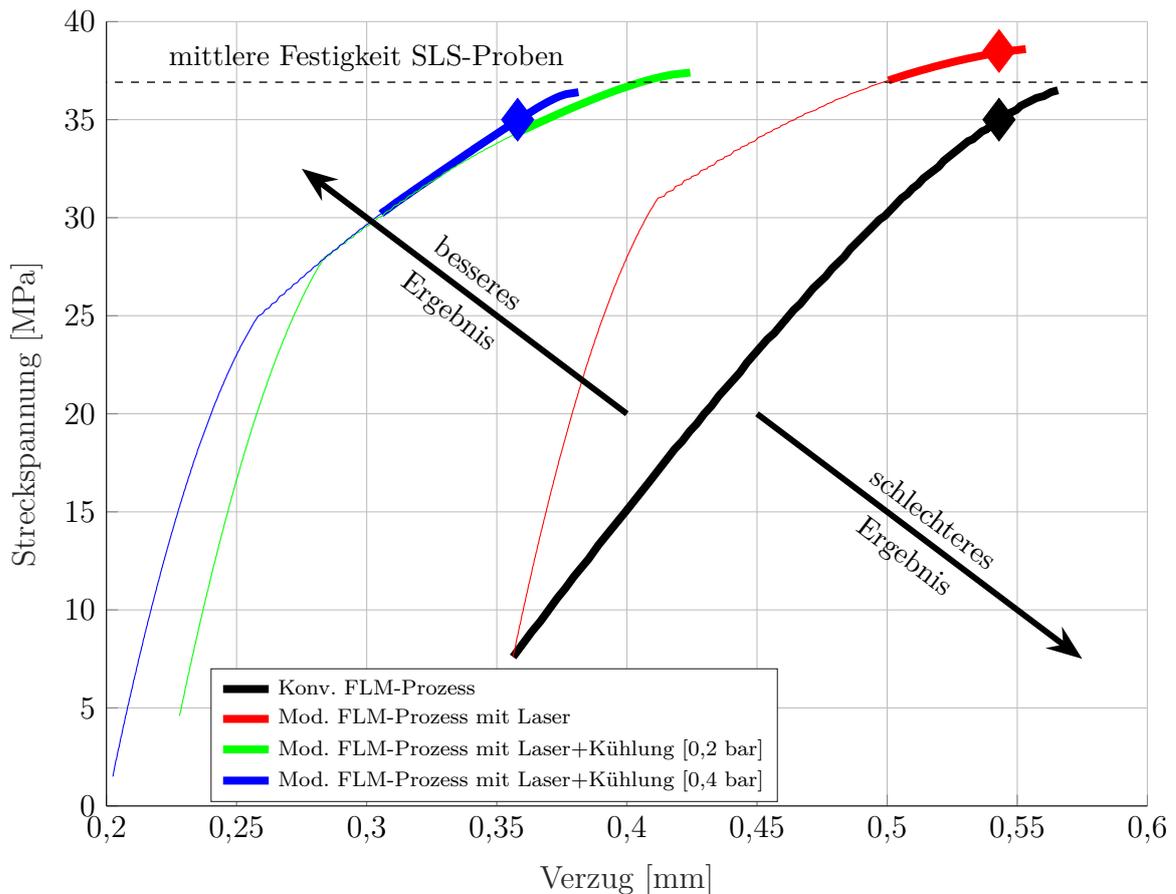


Abbildung 6.43: Darstellung des Prozess-Kennfeldes; Zielparame-ter Verzug und Festigkeit in Abhängigkeit der Prozessparameter

Abbildung 6.43 bildet die Punkte minimalen Verzugs bei gegebener Festigkeit ab. Im FLM-Verfahren (schwarze Linie) ist ein Kompromiss zwischen geringem Verzug und hoher Festigkeit in Aufbaurichtung zu treffen. Werden hohe Festigkeiten von 35 MPa benötigt, so resultiert ein hoher Verzug. Diese Parameterkombination ist mit der schwarzen Raute gekennzeichnet.

Besteht die Möglichkeit der Laservorwärmung und Kühlung, so kann für eine Festigkeit von 35 MPa auch ein Betriebspunkt (blaue Raute) gewählt werden, für welchen der Verzug um 32 % geringer ausfällt. Gleichfalls kann bei gleichem Verzug eine höhere Festigkeit von 38 MPa erreicht werden (rote Raute).

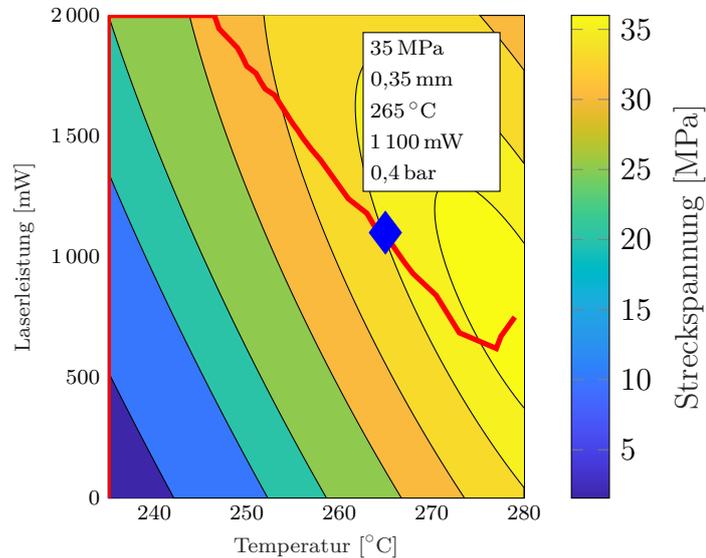


Abbildung 6.44: Contour-Plot der modellierten Festigkeiten mit einer Kühlung von 0,4 bar und eingezeichnetem Betriebspunkt

Sobald die gewünschten Bauteileigenschaften festgelegt sind, können die zugehörigen Prozessparameter bestimmt werden. In Abbildung 6.44 ist der Betriebspunkt der blauen Raute mit einer Festigkeit von 35 MPa dargestellt. Aus dem Diagramm lassen sich die gesuchten Prozessparameter des modifizierten Prozesses für diesen Betriebspunkt zu 265 °C/1100 mW/0,4 bar ablesen.

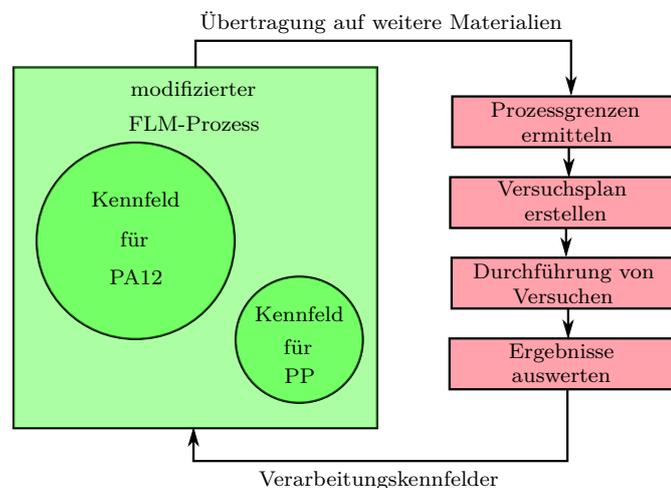


Abbildung 6.45: Übertragung des Prozesses auf weitere Materialien

Wie an diesem Beispiel dargestellt, können mit dem in dieser Arbeit für PA12 ermittelten Prozess-Kennfeld optimierte Fertigungsparameter für den modifizierten FLM-Prozess bestimmt werden. Die angewendeten Prüfmethoden und Vorgehensweisen zur Charakterisierung des Prozesses können, wie in Abbildung 6.45 veranschaulicht, für andere Polymere analog angewendet werden. Zunächst erfolgt die Bestimmung individueller Prozessgrenzen für den verwendeten Thermoplast. Anschließend wird ein Versuchsplan aufgestellt und Versuche durchgeführt, welche schließlich, wie in diesem Kapitel vorgestellt, ausgewertet werden. Auf diese Weise wird der modifizierte Prozess für die Verarbeitung weiterer Thermoplaste funktionalisiert.

Die entwickelte Konstruktion des rotatorischen Druckkopfes kann adaptiv in weitere FLM-Anlagen integriert werden, sofern diese das erhöhte Gewicht des Druckkopfes aufnehmen können und über eine geeignete Anlagensteuerung, vergleiche Kapitel 4.1, verfügen.

6.5 Wirtschaftliche Bedeutung

Wie auch der Metall-3D-Druck stellt der Polymer-3D-Druck einen stabilen Wachstumsmarkt dar [Woh+22]. Als limitierende Faktoren des Wachstums werden durch Anwendende vorwiegend die hohen Einstiegskosten, mangelhafte Bauteilqualitäten sowie das fehlende Know-How benannt [Scu22]. Gleichzeitig sind Entwicklungen bezogen auf neue Materialien und höhere Prozessstabilitäten gefordert, um 3D-Druckprozesse auf weitere Anwendungsfelder übertragen zu können [Scu21]. Die wichtigsten Kriterien für die Materialauswahl in additiven Fertigungsverfahren sind die geometrische Genauigkeit, die technischen Eigenschaften, Kosten sowie die Zusammensetzung des Materials im Hinblick auf dessen Nachhaltigkeit [Scu22].

In der Industrie sowie unter professionellen 3D-Druckdienstleistern werden additive Fertigungsverfahren, wie SLS, SLA, MJF oder Polyjet, bevorzugt [Scu22]. Diese setzen, verglichen mit dem FLM-Verfahren, hohe Investitions- und Betriebskosten voraus und liefern qualitativ hochwertige Produkte. Erreicht wird die Prozessstabilität und die damit verbundene Produktqualität durch nahezu vollautomatisierte Produktionsverfahren und den Einsatz weniger, speziell auf den Prozess optimierter Ausgangsmaterialien. Diese werden in der Regel auch durch den Anlagenhersteller bereitgestellt, was die Flexibilität im Hinblick auf die Materialauswahl erheblich einschränkt. Die spezialisierte Materialauswahl ebenso wie die Lieferformen beispielsweise als Pulver (SLS) bedingen hohe Kosten bezogen auf das Ausgangsmaterial. Pulvermaterialien wie PA12 können im SLS[®]-Verfahren begrenzt oft wiederverwendet werden. Dabei kann dem Prozess lediglich ein Anteil von 50 bis 70 % an Altpulver zugeführt werden, was die Materialkosten erhöht und dessen Attraktivität im Hinblick auf Nachhaltigkeitsaspekte aufgrund geringer Materialausnutzung herabsetzt

[Woh+22]. Gleichzeitig liefern Bauteile aus PA den höchsten Profit [Woh+22]. Folglich steigt das Interesse, diese Materialien im FLM-Prozess weiter zu etablieren.

Der FLM-Prozess ist das am häufigsten angewandte und kosteneffizienteste additive Fertigungsverfahren thermoplastischer Kunststoffe. Die FLM-Technologie wird dabei aufgrund der flexiblen Einsetzbarkeit sowie relativ einfacher Handhabbarkeit, insbesondere als Einstieg für In-House-Produktionen und von Hobby-Anwendern, eingesetzt. Dadurch, dass Extrusionsdienstleister nahezu jeden in granularer Form verfügbaren thermoplastischen Kunststoff in Filamentform verarbeiten können, ist eine große Vielfalt an Materialien verfügbar. Beispielsweise können zertifizierte und etablierte Spritzgussmaterialien mit Verwendung in der Automobilindustrie, wie in dieser Arbeit gezeigt, grundsätzlich an den FLM-Prozess adaptiert werden. Trotzdem findet das Verfahren im Bereich der Dienstleistung und technischer Anwendung aufgrund mangelhafter technischer Produkteigenschaften und Genauigkeiten wenig Verwendung.

Diese Arbeit adressiert die zuvor formulierten Bedarfe und zeigt das Entwicklungspotential des FLM-Prozesses gegenüber etablierten additiven Fertigungsverfahren wie der SLS[®]-Technik auf, vergleiche Kapitel 6.4.3. Während teilkristalline Thermoplaste im konventionellen FLM-Prozess aufgrund hohen Verzugs lediglich für spezielle Bauteilgeometrien Verwendung finden, ermöglicht der modifizierte Prozess eine Verarbeitung mit deutlich reduzierter Verzugsneigung und verminderter Anisotropie. Durch die Prozessmodifikationen werden die technischen Bauteileigenschaften verbessert und höhere Genauigkeiten erzielt, was für die teilkristallinen Kunststoffe PP und PA12 gezeigt worden ist [BSK21].

Über die reine Steigerung der Bauteilqualität hinaus ergeben sich weitere Potentiale für Kostenersparnisse. Bauraumbeheizungen werden verwendet, um prozessbegleitendes Warping zu unterbinden und höhere Layerhaftungen zu erzielen. Durch die Prozessmodifikationen wird der Bauteilverzug gehemmt und die Lagenfestigkeit erhöht, womit der Verzicht auf eine Bauraumbeheizung gegeben ist. Die Substitution einer Bauraumbeheizung erlaubt eine hohe Energieersparnis und eine erheblich vereinfachte Konstruktion, da auf komplexe thermische Entkopplungen der funktionellen Baugruppen verzichtet werden kann. Auf diese Weise wird auch die Adaption eines rotatorischen Druckkopfes amortisiert.

Ein großer Anteil an Fehlproduktionen geht aus prozessbegleitendem Warping hervor. Durch die Minderung des Verzugpotentials wird die Wahrscheinlichkeit eines Prozessabbruchs infolge von Warping herabgesetzt, Folgekosten und Materialabfälle minimiert sowie Produktionskapazitäten erhöht. Sinkende Materialabfälle sowie die fortschreitende Etablierung additiver Fertigungsverfahren erlauben eine langfristig nachhaltigere Produktion [Rou+22; Fal+15].

Es ist zu erwarten, dass die dargestellten Ergebnisse auf weitere Vertreter der teilkristallinen und amorphen Thermoplaste (über PA12 und PP hinaus) übertragen werden können, was eine grundlegende Steigerung der Qualität des Verfahrens bedingt. Der Ablageprozess wird durch die lokale Wärmez- und -abfuhr von globalen thermischen Störeinflüssen, wie beispielsweise der Layerzeit oder schwankenden Bauraumtemperaturen, entkoppelt, woraus eine höhere Prozessstabilität hervorgeht. Damit tritt das FLM-Verfahren in direkte Konkurrenz zu etablierten Prozessen, wie der SLS-Technik. Darüber hinaus wird das kosteneffiziente FLM-Verfahren für weitere Anwendungsbereiche qualifiziert, welche aus Gründen der Wirtschaftlichkeit nicht durch additive Fertigungsverfahren bedient werden.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Aus dem Stand der Technik in Kapitel 2 wird herausgearbeitet, dass die Modifikation des FLM-Prozesses großes Potential für hohe Bauteilqualitäten hervorbringen kann. Der konventionelle FLM-Prozess liefert nach dem Stand der Technik anisotrope Bauteileigenschaften, welche maßgeblich auf mangelhaften Lagenverbund zurückzuführen sind. Die hohe Materialschwindung insbesondere teilkristalliner Thermoplaste bedingt hohen Bauteilverzug, Eigenspannungen und prozessbegleitendes Warping. In Kapitel 3 werden diese Erkenntnisse zu einer Problemstellung zusammengefasst und die Zielsetzung abgeleitet. Die Materialablage soll mittels Vorwärmung des Substrats und anschließender Kühlung positiv beeinflusst werden. Dabei stehen die beiden Qualitätsmerkmale Bauteilverzug und -festigkeit im Fokus der Prozessoptimierung.

Um die Vorwärmung des Substrats und die anschließende intensive Kühlung der Schmelze in den FLM-Prozess zu integrieren, wird ein rotatorischer Druckkopf entwickelt (Kapitel 4). Für die Prozessmodifikationen der Vorwärmung und Kühlung erfolgt jeweils die Ausarbeitung einer Prinziplösung. Auf zwei unabhängig voneinander rotierenden Achsen wird einerseits ein Lasermodul zur Vorwärmung des Substrats und andererseits ein Druckluftkühler zur lokalen Kühlung der abgelegten Schmelze geführt. Neben der Hauptbaugruppe des Druckkopfes wird die Entwicklung der Versuchsanlage ebenso wie die Anlagen- und Prozesssteuerung ausgearbeitet. Die Funktionalität des rotatorischen Druckkopfes wird vollständig in den 2,5-dimensionalen FLM-Prozess integriert und damit die Umsetzbarkeit der Prozessmodifikation aufgezeigt.

In der Versuchsdurchführung (Kapitel 5) wird zunächst das Versuchssystem analysiert und eingerichtet. In Vorversuchen wird der Parameterraum ermittelt, auf welchem die Versuchsplanung aufbaut. Mangels geeigneter und standardisierter Untersuchungsmethoden werden Prüfkörper, Herstellungsprozesse und Prüfstrategien zur Untersuchung der Bauteilefestigkeit und des -verzugs entwickelt und validiert. Vor der Prüfung der Probekörper werden Rohlinge hergestellt, Prüfkörper gefertigt sowie nachbearbeitet und schließlich konditioniert, vermessen und geprüft.

Die Ergebnisse der Versuchsdurchführung zeigen, dass mittels der entwickelten Prüfstrategien statistisch signifikante und quantifizierbare Effekte untersucht werden können. Die

Streuung der Ergebnisse liegt in einem für das sehr störanfällige FLM-Verfahren erwartungsgemäßen Bereich. Das dargestellte Vorgehen der Versuchsdurchführung ermöglicht es, den modifizierten Prozess an unterschiedliche Materialien anzupassen. Damit entsteht das Potential die Bauteileigenschaften weiterer teilkristalliner Thermoplaste erheblich optimieren zu können.

In den empirischen Versuchen sind die Einflüsse der Faktoren Extrusionstemperatur T_H , Laserleistung P_L und Kühlung p_{LD} auf die Qualitätsmerkmale Verzug l_V und Festigkeit σ_Z untersucht worden. Die Auswertung der Ergebnisse im Kapitel 6 bestätigt die in der Zielsetzung formulierte Hypothese, dass die Vorwärmung des Substrats durch Laserleistung den Lagenverbund erhöht, während eine zusätzliche lokale Kühlung den Verzug mindert. Für den technischen teilkristallinen Thermoplast PA12 ist gezeigt worden, dass die Bauteilanisotropie deutlich herabgesetzt werden kann. So sind vergleichbare Festigkeiten und teilweise höhere Bruchdehnungen gegenüber Proben erreicht worden, welche nach dem industriell etablierten SLS[®]-Verfahren gefertigt worden sind.

Für stehende Probekörper konnte gezeigt werden, dass die Festigkeit mit der Anzahl parallel gedruckter Proben und damit der Layerzeit korreliert. Dieses Ergebnis zeigt auf, dass die Festigkeit im Zusammenhang mit der Probengeometrie steht, sodass große Bauteile gegenüber kleineren geringere Festigkeiten erreichen. Durch die Prozessmodifikationen kann der Einfluss der Layerzeit erheblich herabgesetzt werden, sodass Bauteile unabhängig ihrer Größe mit zuverlässigen Festigkeiten produziert werden können.

Die Versuchsergebnisse zeigen anhand des Werkstoffs PA12 auf, dass die Verarbeitung teilkristalliner Thermoplaste durch das modifizierte Verfahren optimiert wird. Diese Optimierung ist auf die lokal begrenzte Wärmeeinflusszone zurückzuführen, welche durch die lokale Erwärmung und Abkühlung hervorgerufen wird. Die lokal und zeitlich auf die Materialablage begrenzte Wärmeeinflusszone bedingt einen definierten und reproduzierbaren Ablageprozess, sodass die Abhängigkeit von inhomogenen Wärmeverteilungen in Bauteilen und niedrigen mittleren Bauteiltemperaturen abnimmt. Folglich wird die Abhängigkeit der Festigkeit von der Druckbett- und Bauraumtemperatur sowie von der Bauteilgeometrie und -größe verringert. Gegenüber der konventionellen Verarbeitung ist der modifizierte Prozess nicht auf besonders hohe Druckbett- und Bauraumtemperaturen angewiesen. Da die thermischen Randbedingungen des Ablageprozesses durch die vor- und nachgelagerten Modifikationen in hohem Maße definiert werden, kann mit Einschränkungen auf eine globale Bauteiltemperierung (Druckbett- und Bauraumtemperierung) verzichtet werden.

Die in dieser Arbeit dargestellten Untersuchungen sind an Voraussetzungen und Limitationen geknüpft. Deshalb ist die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf andere Versuchsanlagen

und Prozesse kritisch zu hinterfragen. Grundsätzlich bestehen große Unterschiede zwischen konventionellen sowie industriellen FLM-Anlagen verschiedener Bauform und unterschiedlicher Hersteller. Aus diesem Grund können Versuchsergebnisse zu einem Material nicht pauschal auf andere FLM-Prozesse übertragen werden. Darüber hinaus wird der Prozess durch die gewählten Probengeometrien, Prüfstrategien, Prozessgrenzen und die Anlagenkalibrierung beeinflusst.

In dieser Arbeit sind Methoden entwickelt worden, welche eine zuverlässige Probenfertigung mit PA12 und PP ermöglichen und die Identifikation und Quantifizierung statistisch signifikanter Einflussfaktoren erlauben. Ob diese Methoden für weitere Werkstoffe etabliert werden können, muss in zukünftigen Forschungsbemühungen geprüft werden.

Die Untersuchungsergebnisse zeigen, dass die Laservorwärmung eine deutliche Verbesserung des Lagenverbunds bewirkt. In zukünftigen Untersuchungen könnte evaluiert werden, ob eine Laservorwärmung benachbarter Bahnen auch den Verschweißungsgrad zwischen abgelegten Strängen und damit die Festigkeit in der Prozessebene erhöht.

Weitere wissenschaftliche Studien sind notwendig, um das Prozessverständnis zu verbessern und die bereits gewonnenen Erkenntnisse einzuordnen. Die dargelegten Versuchsergebnisse zeigen die positiven makroskopischen Effekte der Prozessmodifikationen auf. Auf welche Veränderungen mikroskopischer Materialstrukturen diese makroskopischen Beobachtungen zurückzuführen sind, gilt es in materialwissenschaftlichen Studien zu untersuchen.

Beim Ablösen der Verzugsprobekörper vom Druckbett werden Eigenspannungen freigesetzt, welche den messbaren Verzug des Probekörpers bedingen. Dieser Verzug ist als Qualitätsmerkmal ausgewertet worden und gibt Rückschlüsse über den globalen Eigenspannungszustand des Probekörpers. Vorschädigungen und verbliebene Eigenspannungen im Material können nicht bewertet werden. Für ein besseres Prozessverständnis muss die Entstehung und Verteilung von Eigenspannungen im FLM-Prozess in zukünftigen Forschungsarbeiten behandelt werden.

Sowohl der Verschweißungs- als auch der Kristallisationsprozess sind temperatur- und zeitabhängige Vorgänge, welche für einzelne Materialien und Prozesse gut erforscht sind. Im Kontext des FLM-Verfahrens besteht großer Bedarf, das Verständnis dieser Mechanismen zu verbessern, um den Bauteilverzug und die -festigkeit hinreichend genau modellieren zu können. Mit zunehmendem Prozessverständnis kann der FLM-Prozess, wie im Stand der Technik ausgeführt, vergleichbar Kapitel 2.4, simulativ abgebildet werden. Die simulative Optimierung des modifizierten Verfahrens stellt dabei ein potentiell Forschungsfeld dar.

Das wachsende Prozessverständnis wird ein maßgeblicher Triebfaktor sein, um den modifizierten FLM-Prozess fortlaufend technisch zu optimieren. Deshalb muss die Laservorwärmung teilkristalliner Thermoplaste materialwissenschaftlich untersucht werden. Im Hinblick auf die Strahlungsabsorption und -eindringtiefe gilt es, das Material und die Strahlungsquelle aufeinander abzustimmen und damit die effektive Laservorwärmung und Verschweißung der Bahnen, wie in Kapitel 4.3 am Beispiel des TTLW-Prozesses dargestellt, zu optimieren. Gleichfalls muss der Einfluss der Kühlung auf den Kristallisationsgrad und die Morphologie des Materials untersucht werden.

Um den Technologietransfer in den industriellen Prozess zu ermöglichen, bedarf es der konstruktiven Weiterentwicklung. Der Druckkopf ist mit dem Anforderungsprofil eines Prototypen entwickelt und gefertigt worden. Auch wenn die Adaption dieses Prototypen in bestehende additive Fertigungsanlagen möglich ist, bedarf es für den wirtschaftlichen Einsatz in industriellen Produktionsanlagen einer konstruktiven Überarbeitung der Entwicklung im Hinblick auf deren technische Robustheit, Verschleißbeständigkeit, Wartungsfreiheit und Kompaktheit. Überdies sind trotz des jungen Entwicklungsstadiums erhebliche Steigerungen mechanischer Bauteileigenschaften und Minderungen des geometrischen Verzugs erreicht worden. Der aktuelle Umfang möglicher technischer Optimierungen lässt darüber hinaus enormes verbliebenes Verbesserungspotential des modifizierten Prozesses erkennen.

So ist der Druckkopf nach einer komplexen Inbetriebnahme und Vorversuchen ganzheitlich in den FLM-Prozess integriert worden. Umfangreiche Versuchsdurchführungen konnten erfolgreich abgeschlossen werden. Trotzdem sind potentielle Störeinflüsse, wie die unzureichende Temperaturregelung des Hot-Ends, festgestellt worden. Diese schwankt um bis zu 2 °C und bedingt Temperaturabweichungen des Extrudats im Fertigungsprozess. Da der Einfluss der Drucktemperatur auf die Probenfestigkeit als hochsignifikant identifiziert worden ist, können diese Temperaturschwankungen zu einer beträchtlichen Streuung der Festigkeitswerte führen. Allgemein kann die Versuchsanlage als Quelle weiterer Störgrößen identifiziert werden, die es zu minimieren gilt. Beispielsweise führen fortschreitender Verschleiß, Verschmutzungen, Extrusionsrückstände am Hot-End sowie schwankende Temperaturen des Lasermoduls zu nicht nachvollziehbaren Störungen des Prozesses. Diese gilt es mit Blick auf einen vollautomatischen Industrieprozess durch die konstruktive Weiterentwicklung abzustellen.

Auf Grundlage technischer Weiterentwicklungen und zunehmenden Prozessverständnisses ist ein Transfer in die Industrie und der langfristige Erfolg dieser Technologie zu erwarten. Das modifizierte Verfahren kann im Bereich der additiven Bauteilproduktion teilkristalliner Thermoplaste hoher mechanischer Anforderungen Anwendung finden und in Konkurrenz

zu etablierten additiven Fertigungsverfahren wie dem SLS[®]-Verfahren treten. Mögliche Anwendungsbereiche dieser Technologie sind die additive Fertigung medizinischer Orthesen, Prothesen oder technischer Funktionsbauteile aus teilkristallinen Thermoplasten. Aufgrund seiner hohen Kosteneffizienz kann das modifizierte FLM-Verfahren außerdem für Anwendungen qualifiziert werden, welche durch die bislang preiswertere und teilweise ressourcenintensivere konventionelle Fertigung von Bauteilen bedient werden. Daraus erwächst für das FLM-Verfahren und darüber hinaus für die Branche der additiven Fertigung ein enormes wirtschaftliches Potential.

Literaturverzeichnis

- [Abb+18] A. C. Abbott u. a. „Process-structure-property effects on ABS bond strength in fused filament fabrication“. In: *Additive Manufacturing* 19.1–4 (2018), S. 29–38. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2017.11.002.
- [Ach20] Bappa Acherjee. „Laser transmission welding of polymers – A review on process fundamentals, material attributes, weldability, and welding techniques“. In: *Journal of Manufacturing Processes* 60.1 (2020), S. 227–246. ISSN: 15266125. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.10.017.
- [Aga+19] Jean-François Agassant u. a. „Flow analysis of the polymer spreading during extrusion additive manufacturing“. In: *Additive Manufacturing* 29.Supplement 1 (2019), S. 100794. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100794.
- [Aga+96] Mukesh K. Agarwala u. a. „Structural quality of parts processed by fused deposition“. In: *Rapid Prototyping Journal* 2.4 (1996), S. 4–19. ISSN: 1355-2546. URL: <http://dx.doi.org/10.1108/13552549610732034>.
- [All+20] James Allum u. a. „Interlayer bonding has bulk-material strength in extrusion additive manufacturing: New understanding of anisotropy“. In: *Additive Manufacturing* 34 (2020), S. 101297. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101297.
- [Am +17] Am Visco u. a. „Effect of the filler amount on the optical absorption properties and the surface features of polymeric joints based on biomedical UHMWPE welded by a Nd:YAG laser“. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 30.12 (2017), S. 1675–1692. ISSN: 0892-7057. DOI: 10.1177/0892705716662515.
- [Amp22] D. Miguel Ampudia. *DimaFIX®: Highly Commended for 3D Printing: Technical Specifications*. Hrsg. von DIMA 3D S.L. 2022. URL: http://www.dima3d.com/wp-content/uploads/2015/01/Dimafix_doc_tecnico_EN.pdf (besucht am 17. Februar 2022).
- [Ant+22] Anto Antony Samy u. a. „Influence of Ambient Temperature on Part Distortion: A Simulation Study on Amorphous and Semi-Crystalline Polymer“. In: *Polymers* 14.5 (2022), S. 879. DOI: 10.3390/polym14050879.

- [ARK21] ARKEMA. „Rilsamid® AESNO TL resin - Material Datasheet“. In: (2021). URL: <https://mypolymer.materialdatacenter.com/pds/en/si/rilsamidaesnot1> (besucht am 5. November 2021).
- [ARK22] ARKEMA GROUP. *Rilsamid - Polyamide 12 Range*. 2022. URL: https://www.extremematerials-arkema.com/en/product-families/complementary-polyamide-families/rilsamid-pa12-pa610-and-others/?_gl=1*2p6k95*_ga*OTA00DgxMTg5LjE2NDcwMjEyNDY.*_ga_3FLQH2HONT*MTYONzAyMTI0NS4xLjEuMTYONzAyMzMyNC42MA..&_ga=2.218174617.149113941.1647021246-904881189.1647021246 (besucht am 11. März 2022).
- [Bar+17] Eduardo Barocio u. a. „Fusion Bonding Simulations of Semi-Crystalline Polymer Composites in the Extrusion Deposition Additive Manufacturing Process“. In: *American Society for Composites 2017*. Lancaster, PA: DEStech Publications, Inc, 2017. ISBN: 978-1-60595-418-9. DOI: 10.12783/asc2017/15395.
- [Bar+20] Eduardo Barocio u. a. „Extrusion deposition additive manufacturing with fiber-reinforced thermoplastic polymers“. In: *Structure and Properties of Additive Manufactured Polymer Components*. Bd. 25. Elsevier, 2020, S. 191–219. ISBN: 9780128195352. DOI: 10.1016/B978-0-12-819535-2.00007-7.
- [Bar+22] Eduardo Barocio u. a. „Interlayer fusion bonding of semi-crystalline polymer composites in extrusion deposition additive manufacturing“. In: *Composites Science and Technology* 12.1 (2022), S. 109334. ISSN: 02663538. DOI: 10.1016/j.compscitech.2022.109334.
- [Bat27] Batchwerk GmbH. *Technisches Merkblatt - Kilips-Batch tiefschwarz; 910-00035BW: 910-00035BW: E-Mail*. Hrsg. von Andreas Lang und Philipp Bengfort. 2021-05-27.
- [Bay19] Gernot Bayer. „Eigenspannungsarme Verarbeitung von teilkristallinen Thermoplasten in der additiven Fertigung, speziell dem Strangablegeverfahren“. Bachelor Thesis. Technische Universität Dortmund, 2019.
- [Bec23] Beckhoff Automation GmbH & Co. KG. *Beckhoff Automation*. 2023. URL: <https://www.beckhoff.com/de-de/> (besucht am 12. April 2023).
- [Ben17] Philipp Bengfort. „Optimierung der Schmelzedosierung im instationären Extrusionsprozess des Fused Layer Modeling: (unveröffentlicht)“. Master Thesis. Dortmund: Technische Universität Dortmund, 2017.
- [Bre+16] Bastian Brenken u. a. „Development of a model to predict temperature history and crystallization behavior of 3D printed parts made from fiber-reinforced thermoplastic polymers“. In: *Proceedings of the SAMPE Conference*. 2016.

- [Bre+19] Bastian Brenken u. a. „Development and validation of extrusion deposition additive manufacturing process simulations“. In: *Additive Manufacturing* 25 (2019), S. 218–226. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2018.10.041.
- [BS13] Erwin Baur und Hansjürgen Saechtling. *Saechtling Kunststoff-Taschenbuch*. 31. Ausg. Hanser eLibrary. München: Hanser, 2013. ISBN: 978-3-446-43729-6. URL: <http://www.hanser-elibrary.com/isbn/978-3-446-43442-4>.
- [BSK21] Philipp Bengfort, Dennis Stracke und Bernd Künne. „Establishment of a Rotary Print Head to Effect Residual Stresses and Interlayer Bonding in an FLM-Process“. In: *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 5.3 (2021), S. 82. DOI: 10.3390/jmmp5030082.
- [Bur+20] Felix Burkhardt u. a. „Pandemic-Driven Development of a Medical-Grade, Economic and Decentralized Applicable Polyolefin Filament for Additive Fused Filament Fabrication“. In: *Molecules (Basel, Switzerland)* 25.24 (2020). DOI: 10.3390/molecules25245929.
- [But18] Jens Butzke. „Verfahrenstechnische Weiterentwicklung des Fused Layer Manufacturing zur Reduzierung der Anisotropie im Bauteil“. Dissertation. Berlin: Technische Universität Berlin, 2018. URL: https://depositonce.tu-berlin.de/bitstream/11303/8505/3/butzke_jens.pdf.
- [Che20] Chemie Wirtschaftsförderungsgesellschaft mbH. *Contents of Campus®*. Frankfurt, 2020. URL: <https://www.campusplastics.com/campushome/coc> (besucht am 9. September 2021).
- [CJ59] Horatio S. Carslaw und J. C. Jaeger. *Conduction of heat in solids*. 2. ed. Oxford science publications. Oxford: Clarendon Press, 1959. ISBN: 9780198533689.
- [CK17a] Timothy J. Coogan und David O. Kazmer. „Healing simulation for bond strength prediction of FDM“. In: *Rapid Prototyping Journal* 23.3 (2017), S. 551–561. ISSN: 1355-2546. DOI: 10.1108/RPJ-03-2016-0051.
- [CK17b] Timothy J. Coogan und David Owen Kazmer. „Bond and part strength in fused deposition modeling“. In: *Rapid Prototyping Journal* 23.2 (2017), S. 414–422. ISSN: 1355-2546. DOI: 10.1108/RPJ-03-2016-0050.
- [CK19] Timothy J. Coogan und David O. Kazmer. „Modeling of interlayer contact and contact pressure during fused filament fabrication“. In: *Journal of Rheology* 63.4 (2019), S. 655–672. ISSN: 0148-6055. DOI: 10.1122/1.5093033.
- [CK20] Timothy J. Coogan und David O. Kazmer. „Prediction of interlayer strength in material extrusion additive manufacturing“. In: *Additive Manufacturing* 35 (2020), S. 101368. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101368.

- [CRG22] CRGRAPH. *Versuchsplanung & DoE*. Hrsg. von Curt Ullrich Ronniger. 2022. URL: <https://crgraph.de/downloads/docs/versuchsmethoden/Versuchsplanung.pdf> (besucht am 16. Juni 2023).
- [CSG15] O. S. Carneiro, A. F. Silva und R. Gomes. „Fused deposition modeling with polypropylene“. In: *Materials & Design* 83 (2015), S. 768–776. ISSN: 02641275. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.06.053.
- [Cua+19] Enrique Cuan-Urquizo u. a. „Characterization of the Mechanical Properties of FFF Structures and Materials: A Review on the Experimental, Computational and Theoretical Approaches“. In: *Materials (Basel, Switzerland)* 12.6 (2019). ISSN: 1996-1944. DOI: 10.3390/ma12060895.
- [DAS22] DAS FILAMENT. *PETG Filament-Eigenschaften*. 2022. URL: <https://www.dasfilament.de/filament-spulen-xxl/petg-2-85-mm/208/petg-filament-2-85-mm-2600-g-weiss?c=26> (besucht am 17. Februar 2022).
- [Des+18] Anagh Deshpande u. a. „Interlayer thermal history modification for interface strength in fused filament fabricated parts“. In: *Progress in Additive Manufacturing* 4.1 (2018), S. 63–70. ISSN: 2363-9512. DOI: 10.1007/s40964-018-0063-1.
- [Deu08] Deutsches Institut für Normung e.V. *Kunststoffe - Bestimmung der Wasseraufnahme (ISO 62:2008); Deutsche Fassung EN ISO 62:2008*. 2008.
- [Deu09] Deutsches Institut für Normung e.V. *DIN 8580:2003-09- Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung*. Berlin, 2003-09.
- [Deu12] Deutsches Institut für Normung e.V. *Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 2: Prüfbedingungen für Form- und Extrusionsmassen (ISO 527-2:2012): Plastics – Determination of tensile properties – Part 2: Test conditions for moulding and extrusion plastics (ISO 527-2:2012); German version EN ISO 527-2:2012 Plastiques – Détermination des propriétés en traction – Partie 2: Conditions d’essai des plastiques pour moulage et extrusion (ISO 527-2:2012); Version allemande EN ISO 527-2:2012*. Berlin, 2012.
- [Deu13] Deutsches Institut für Normung e.V. *DIN EN ISO 75-2, Kunststoffe - Bestimmung der Wärmeformbeständigkeitstemperatur. Teil 2: Kunststoffe und Hartgummi (ISO 75-2:2013); Deutsche Fassung EN ISO 75-3:2013: = Plastics - determination of temperature of deflection under load. Part 2: Plastics and ebonite (ISO 75-2:2013); German version EN ISO 75-2:2013*. Deutsche Fassung EN ISO 75-2:2013. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH, August 2013.

- [Deu15] Deutsches Institut für Normung e.V. *Additive Fertigung - Grundlagen - Terminologie (ISO/ASTM 52900:2015): Additive Fertigung - Grundlagen - Terminologie (ISO/ASTM 52900:2015); Deutsche Fassung EN ISO/ASTM 52900:2017*. 2015.
- [Deu16] Deutsches Institut für Normung. *Kunststoffe - Bestimmung der linearen Masse von Probekörpern (ISO 16012:2015): Deutsche Fassung EN ISO 16012:2015*. 2016.
- [Deu18] Deutsches Institut für Normung. *Kunststoffe - Ermittlung und Darstellung vergleichbarer Einpunktkennwerte - Teil 1: Formmassen (ISO 10350-1:2017): Deutsche Fassung EN ISO 10350-1 = Plastiques - Acquisition et présentation de caractéristiques intrinsèques comparables - Partie 1: Matériaux pour moulage (ISO 10350-1:2017) = Plastics - Acquisition and presentation of comparable single-point data - Part 1: Moulding materials (ISO 10350-1:2017)*. 2018.
- [Deu19a] Deutsches Institut für Normung. *DIN EN ISO 527-1, Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften. Teil 1, Allgemeine Grundsätze (ISO 527-1:2019): = Plastics - determination of tensile properties. Part 1, General principles (ISO 527-1:2019)*. Berlin, 2019.
- [Deu19b] Deutsches Institut für Normung. *DIN EN ISO 20753, Kunststoffe - Probekörper (ISO 20753:2018): = Plastics - test specimens (ISO 20753:2018)*. Deutsche Fassung EN ISO 20753:2018. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH, Februar 2019.
- [Deu19c] Deutsches Institut für Normung e.V. *Kunststoffe - Polyamide - Beschleunigte Konditionierung von Probekörpern (ISO 1110:2019); Deutsche Fassung EN ISO 1110:2019*. 2019.
- [Deu20] Deutsches Institut für Normung e.V. *DIN EN ISO 16396-2, Kunststoffe - Polyamid (PA)-Formmassen für das Spritzgießen und die Extrusion. Teil 2, Herstellung von Probekörpern und Bestimmung von Eigenschaften (ISO/DIS 16396-2:2020): = Plastics - polyamide (PA) moulding and extrusion materials. Part 2, Preparation of test specimens and determination of properties (ISO/DIS 16396-2:2020)*. Deutsche und englische Fassung prEN ISO 16396-2:2020, Entwurf. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH, 2020.
- [Deu21] Deutsches Institut für Normung. *DIN EN ISO 16396-1, Kunststoffe - Polyamid (PA)-Formmassen für das Spritzgießen und die Extrusion. Teil 1, Bezeichnungssystem, Produktkennzeichnung und Basis für Spezifikationen (ISO/DIS 16396-1:2021): = Plastics - polyamide (PA) moulding and extrusion materials. Part 1, Designation system and basis for specifications*

- (ISO/DIS 16396-1:2021). Entwurf, deutsche und englische Fassung prEN ISO 16396-1:2021. Deutsche Norm. Berlin: Beuth Verlag GmbH, 2021.
- [Dev02] Development Manager Kepstan Arkema. *pvt-Data - AESNO TL (unveröffentlicht): Email*. Hrsg. von Philipp Bengfort. 2022-05-02.
- [Dom13] Hans Dominghaus. „Kunststoffe: Eigenschaften und Anwendungen“. In: 2013 (2013).
- [Du+16] Jun Du u. a. „An improved fused deposition modeling process for forming large-size thin-walled parts“. In: *Journal of Materials Processing Technology* 234 (2016), S. 332–341. ISSN: 09240136. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.04.005.
- [E3D22a] E3D-Online. *V6 Nozzles*. 2022. URL: <https://e3d-online.com/products/v6-nozzles> (besucht am 28. April 2022).
- [E3D22b] E3D-Online. *Volcano Nozzles*. 2022. URL: <https://e3d-online.com/products/volcano-nozzles> (besucht am 28. April 2022).
- [Edm22a] Edmund Optics Inc. *AdlOptica pi-Shaper Flat-Top-Laserstrahlkonverter*. Hrsg. von Edmund Optics Inc. 2022. URL: <https://www.edmundoptics.de/f/flat-top-beam-shapers/15036/> (besucht am 8. Dezember 2022).
- [Edm22b] Edmund Optics Inc. *Why Use a Flat Top Laser Beam?* Hrsg. von Edmund Optics Inc. 2022. URL: <https://www.edmundoptics.de/knowledge-center/application-notes/optics/why-use-a-flat-top-laser-beam/> (besucht am 7. Dezember 2022).
- [Edu+] Eduardo Barocio u. a. „Prediction of the Degree of Bonding in the Extrusion Deposition Additive Manufacturing Process of Semi-Crystalline Polymer Composites“. In: *Proceedings of Dessault Systemes' Science; Bosten, MA, USA*, S. 90–102.
- [Ehr11] Gottfried W. Ehrenstein. *Polymer Werkstoffe: Struktur - Eigenschaften - Anwendung*. 3. Auflage. Hanser, 2011.
- [Erd21] Timo Erdmann. „Erhöhung des Lagenverbunds beim Fused Layer Manufacturing durch induzierte Scherreibung“. Master Thesis. Dortmund: Technische Universität Dortmund, 2021.
- [Erh08] Gunter Erhard. *Konstruieren mit Kunststoffen*. 4. Aufl. München: Hanser, 2008. ISBN: 978-3-446-41646-8. URL: http://deposit.d-nb.de/cgi-bin/dokserv?id=3098984&prov=M&dok_var=1&dok_ext=htm.

- [Eye20a] Peter Eyerer. *Polymer Engineering 1: Einführung, Synthese, Eigenschaften*. 2nd ed. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin / Heidelberg, 2020. ISBN: 978-3-662-59836-8. URL: <https://ebookcentral.proquest.com/lib/kxp/detail.action?docID=6381981>.
- [Eye20b] Peter Eyerer. *Polymer Engineering 3: Werkstoff- und Bauteilprüfung, Recycling, Entwicklung*. 2nd ed. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin / Heidelberg, 2020. ISBN: 978-3-662-59838-2. URL: <https://ebookcentral.proquest.com/lib/kxp/detail.action?docID=6216594>.
- [Eze+98] O. A. Ezekoye u. a. „Polymer weld strength predictions using a thermal and polymer chain diffusion analysis“. In: *Polymer Engineering and Science* 38.6 (1998), S. 976–991. ISSN: 0032-3888. DOI: 10.1002/pen.10266.
- [Fal+15] Jeremy Faludi u. a. „Comparing Environmental Impacts of Additive Manufacturing vs. Traditional Machining via Life-Cycle Assessment“. In: *Rapid Prototyping Journal* 21 (2015), S. 14–33. ISSN: 1355-2546. DOI: 10.1108/RPJ-07-2013-0067.
- [Fal19a] Tobias Fallet. „Konstruktionssystematische Entwicklung einer Wärmeausstragseinheit für das FLM-Verfahren“. Fachwissenschaftliche Projektarbeit. Dortmund: Technische Universität Dortmund, 2019.
- [Fal19b] Tobias Fallet. „Konstruktive Ausarbeitung einer rotatorischen Extrusionseinheit zwecks Führung ergänzender Prozesstechnik für ein modifiziertes FLM-Verfahren“. Bachelor Thesis. Dortmund: Technische Universität Dortmund, 2019.
- [Fis13] Jerry M. Fischer, Hrsg. *Handbook of Molded Part Shrinkage and Warp* (Second Edition). Second Edition. Plastics Design Library. Boston: William Andrew Publishing, 2013. ISBN: 978-1-4557-2597-7.
- [Gao+19] Xia Gao u. a. „Fused deposition modeling with polyamide 1012“. In: *Rapid Prototyping Journal* 25.7 (2019), S. 1145–1154. ISSN: 1355-2546. DOI: 10.1108/RPJ-09-2018-0258.
- [Gao+21] Xia Gao u. a. „Fused filament fabrication of polymer materials: A review of interlayer bond“. In: *Additive Manufacturing* 37.5 (2021), S. 101658. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101658.
- [GB03] David A. Grewell und Christian Bonten, Hrsg. *Plastics and composites welding handbook*. Munich: Hanser, 2003. ISBN: 1-56990-313-1.
- [Geb16] Andreas Gebhardt. *Additive Fertigungsverfahren: Additive manufacturing und 3D-Drucken für Prototyping - Tooling - Produktion*. 5., neu bearbeitete und erweiterte Auflage. München und München: Hanser, 2016. ISBN: 978-3-446-44401-0.

- [Gen71] P. G. de Gennes. „Reptation of a Polymer Chain in the Presence of Fixed Obstacles“. In: *The Journal of Chemical Physics* 55.2 (1971), S. 572–579. ISSN: 0554-128X. DOI: 10.1063/1.1675789.
- [GFS09] M. Geiger, T. Frick und M. Schmidt. „Optical properties of plastics and their role for the modelling of the laser transmission welding process“. In: *Production Engineering* 3.1 (2009), S. 49–55. ISSN: 0944-6524. DOI: 10.1007/s11740-008-0141-1.
- [Gie+19] Dominik Gierse u. a. „Systematische Konstruktion eines rotatorischen Druckkopfes für einen neuartigen 3D-Druckprozess“. Konstruktionslehre 3 - Projekt. Dortmund: Technische Universität Dortmund, 2019.
- [Goh+20] G. D. Goh u. a. „Process–Structure–Properties in Polymer Additive Manufacturing via Material Extrusion: A Review“. In: *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences* 45.2 (2020), S. 113–133. ISSN: 1040-8436. DOI: 10.1080/10408436.2018.1549977.
- [GRS15] Ian Gibson, David Rosen und Brent Stucker. *Additive Manufacturing Technologies*. New York, NY: Springer New York, 2015. ISBN: 978-1-4939-2112-6. DOI: 10.1007/978-1-4939-2113-3.
- [GS13] Wolfgang Grellmann und Sabine Seidler. *Polymer testing*. 2. ed. Hanser eLibrary. München: Hanser, 2013. ISBN: 978-1-56990-549-4. DOI: 10.3139/9781569905494. URL: <http://www.hanser-elibrary.com/action/showBook?doi=10.3139/9781569905494>.
- [Gun+21] Harini Bhuvaneswari Gunasekaran u. a. „Investigation of in-situ chemical cross-linking during fused filament fabrication process on parts shrinkage reduction and interlayer adhesion“. In: *Journal of Materials Research and Technology* 15.4 (2021), S. 2026–2035. ISSN: 22387854. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.09.046.
- [Häm17] Janne Hämäläinen. „Semi-Crystalline Polyolefins in Fused Deposition Modeling“. Master Thesis. Tampere University of Technology, 2017.
- [Han+19] Pu Han u. a. „An approach to improve interface healing in FFF-3D printed Ultem 1010 using laser pre-deposition heating“. In: *Procedia Manufacturing* 34 (2019), S. 672–677. ISSN: 23519789. DOI: 10.1016/j.promfg.2019.06.195.
- [Han+20] Pu Han u. a. „Effect of in-process laser interface heating on strength isotropy of extrusion-based additively manufactured PEEK“. In: *Procedia Manufacturing* 48 (2020), S. 737–742. ISSN: 23519789. DOI: 10.1016/j.promfg.2020.05.107.
- [Han+21] Pu Han u. a. „Relaxation of residual stress in fused filament fabrication part with in-process laser heating“. In: *Procedia Manufacturing* 53 (2021), S. 466–471. ISSN: 23519789. DOI: 10.1016/j.promfg.2021.06.080.

- [HM17] Christian Hopmann und Walter Michaeli. *Einführung in die Kunststoffverarbeitung*. 8., aktualisierte Auflage. Hanser eLibrary. München: Hanser, 2017. ISBN: 978-3-446-45356-2. DOI: 10.3139/9783446453562. URL: <http://dx.doi.org/10.3139/9783446453562>.
- [Hun+17] Yung-Jr Hung u. a. „Employing refractive beam shaping in a Lloyd’s interference lithography system for uniform periodic nanostructure formation“. In: *Journal of Vacuum Science & Technology B, Nanotechnology and Microelectronics: Materials, Processing, Measurement, and Phenomena* 35.3 (2017), S. 030601. ISSN: 2166-2746. DOI: 10.1116/1.4980134.
- [HWD19] Sebastian Hertle, Andreas Wörz und Dietmar Drummer. „Analyse der Temperaturführung in der roboterbasierten Materialeextrusion mit Polypropylen“. In: *Rapid.Tech + FabCon 3.D International Hub for Additive Manufacturing: Exhibition + Conference + Networking*. Hrsg. von Michael Kynast, Michael Eichmann und Gerd Witt. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2019, S. 244–257. ISBN: 978-3-446-46223-6. DOI: 10.3139/9783446462441.018.
- [JMP23] JMP Statistical Discovery LLC. *Statistics Knowledge Portal - Multiple Regression Residual Analysis and Outliers*. 2023. URL: https://www.jmp.com/en_us/statistics-knowledge-portal/what-is-multiple-regression/mlr-residual-analysis-and-outliers.html (besucht am 4. April 2023).
- [Kis+17] Vidya Kishore u. a. „Infrared preheating to improve interlayer strength of big area additive manufacturing (BAAM) components“. In: *Additive Manufacturing* 14 (2017), S. 7–12. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2016.11.008.
- [Kle16] Wilhelm Kleppmann. *Versuchsplanung: Produkte und Prozesse optimieren*. 9., überarbeitete Auflage. Praxisreihe Qualitätswissen. München und Wien: Hanser, 2016. ISBN: 9783446447165.
- [Kle20] Wilhelm Kleppmann. *Versuchsplanung: Produkte und Prozesse optimieren*. 10., überarbeitete Auflage. Praxisreihe Qualität. München: Hanser, 2020. ISBN: 3446461469.
- [Kra21] Tim Krautwald. „Untersuchung formschlüssiger Stützkonstruktionen für das FLM-Verfahren“. Dissertation. Technische Universität Dortmund, 2021. DOI: 10.17877/DE290R-22351.
- [KS15] Frederick Knoop und V. Schoepner. *Mechanical and thermal properties of FDM parts manufactured with Polyamide 12*. Austin, TX, USA, 10-12 August 2015.
- [Kum18] Martin Kumke. *Methodisches Konstruieren von additiv gefertigten Bauteilen*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2018. ISBN: 978-3-658-22208-6. DOI: 10.1007/978-3-658-22209-3.

- [KW83] Young Hwa Kim und Richard P. Wool. „A theory of healing at a polymer-polymer interface“. In: *Macromolecules* 16.7 (1983), S. 1115–1120. ISSN: 0024-9297. DOI: 10.1021/ma00241a013.
- [LAN07] LANXESS Deutschland GmbH 2007. „Microsoft Word - TI 2007-003 EN The Water Absorption and Conditioning of Molded Parts in Durethan 2007-09-17 frei.doc“. In: (2007). URL: <https://almkompaundi.rs/wp-content/uploads/2018/08/Water-Absorption-and-Conditioning-LANXESS.pdf>.
- [Las23a] Lasertack GmbH. *6W 445nm Diode Laser*. 2023. URL: <https://www.lasertack.com/en/6w-445nm-laser-diode-nubm44> (besucht am 16. Juni 2023).
- [Las23b] Lasertack GmbH. *LDM-445-6000-Datasheet, iLD Treiber, MM-TEC-25 Pel-tier*. 2023. URL: <https://assets.adobe.com/public/65b80ed5-a63a-4f48-6701-8eb66eb808f8>; %20https://www.lasertack.com/Media/Default/Uploaded/Datasheets_software/LDM-445-6000.pdf (besucht am 16. Juni 2023).
- [LH13] John Lee und Adam Huang. „Fatigue analysis of FDM materials“. In: *Rapid Prototyping Journal* 19.4 (2013), S. 291–299. ISSN: 1355-2546. DOI: 10.1108/13552541311323290.
- [Li+17] Hao Li u. a. „Bonding quality and fracture analysis of polyamide 12 parts fabricated by fused deposition modeling“. In: *Rapid Prototyping Journal* 23.6 (2017), S. 973–982. ISSN: 1355-2546. DOI: 10.1108/RPJ-03-2016-0033.
- [Lin22] LinuxCNC.org. *LinuxCNC*. 2022. URL: www.linuxcnc.org (besucht am 14. April 2022).
- [LL19] Chun-Ying Lee und Chung-Yin Liu. „The influence of forced-air cooling on a 3D printed PLA part manufactured by fused filament fabrication“. In: *Additive Manufacturing* 25 (2019), S. 196–203. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2018.11.012.
- [Luo+18] Meng Luo u. a. „Controllable interlayer shear strength and crystallinity of PEEK components by laser-assisted material extrusion“. In: *Journal of Materials Research* 33.11 (2018), S. 1632–1641. ISSN: 0884-2914. DOI: 10.1557/jmr.2018.131.
- [Luo+19] Meng Luo u. a. „Impregnation and interlayer bonding behaviours of 3D-printed continuous carbon-fiber-reinforced poly-ether-ether-ketone composites“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 121.3 (2019), S. 130–138. ISSN: 1359835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.03.020.

- [Ma+20] Ning Ma u. a. „Crystal transition and thermal behavior of Nylon 12“. In: *e-Polymers* 20.1 (2020), S. 346–352. ISSN: 2197-4586. DOI: 10.1515/epoly-2020-0039.
- [MIC22] MICRO-EPSILON Eltrotec GmbH. *Datenblatt - optoCONTROL 2520-46(090) // Optisches Präzisions-Mikrometer*. 2022. URL: [www . micro - epsilon.de](http://www.micro-epsilon.de).
- [MMB15] Omar A. Mohamed, Syed H. Masood und Jahar L. Bhowmik. „Optimization of fused deposition modeling process parameters: a review of current research and future prospects“. In: *Advances in Manufacturing* 3.1 (2015), S. 42–53. ISSN: 2095-3127. DOI: 10.1007/s40436-014-0097-7.
- [MO17] C. McIlroy und P.D. Olmsted. „Disentanglement effects on welding behaviour of polymer melts during the fused-filament-fabrication method for additive manufacturing“. In: *Polymer* (2017). ISSN: 00323861. DOI: 10.1016/j.polymer.2017.06.051.
- [Mun13] Maximilian Munsch. *Reduzierung von Eigenspannungen und Verzug in der laseradditiven Fertigung*. 1st ed. Bd. v.6. Schriftenreihe Lasertechnik. Göttingen: Cuvillier Verlag, 2013. ISBN: 978-3-95404-501-3. URL: <https://ebookcentral.proquest.com/lib/kxp/detail.action?docID=5022735>.
- [Naz+17] M. A. Nazan u. a. „An exploration of polymer adhesion on 3D printer bed“. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 210 (2017), S. 012062. ISSN: 17578981. DOI: 10.1088/1757-899X/210/1/012062.
- [Neu+16] Fabian Neugebauer u. a. „Isothermal and non-isothermal crystallization kinetics of polyamide 12 used in laser sintering“. In: *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry* 124.2 (2016), S. 925–933. ISSN: 1388-6150. DOI: 10.1007/s10973-015-5214-8.
- [Nyc+20] Andrzej Nycz u. a. „Controlling substrate temperature with infrared heating to improve mechanical properties of large-scale printed parts“. In: *Additive Manufacturing* 33.3 (2020), S. 101068. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101068.
- [Pet+20] Sandra Petersmann u. a. „Process-induced morphological features in material extrusion-based additive manufacturing of polypropylene“. In: *Additive Manufacturing* 35 (2020), S. 101384. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101384.
- [Plu+01] C. J. G. Plummer u. a. „The crystallization kinetics of polyamide-12“. In: *Colloid & Polymer Science* 279.4 (2001), S. 312–322. ISSN: 0303-402X. DOI: 10.1007/s003960000425.

- [Pra+21] Wattanachai Prasong u. a. „Improvement of Interlayer Adhesion and Heat Resistance of Biodegradable Ternary Blend Composite 3D Printing“. In: *Polymers* 13.5 (2021). DOI: 10.3390/polym13050740.
- [PST20] Pavan Kumar Penumakala, Jose Santo und Alen Thomas. „A critical review on the fused deposition modeling of thermoplastic polymer composites“. In: *Composites Part B: Engineering* 201 (2020), S. 108336. ISSN: 13598368. DOI: 10.1016/j.compositesb.2020.108336.
- [Rah+17] T. N. A. T. Rahim u. a. „The improvement of mechanical and thermal properties of polyamide 12 3D printed parts by fused deposition modelling“. In: *Express Polymer Letters* 11.12 (2017), S. 963–982. ISSN: 1788618X. DOI: 10.3144/expresspolymlett.2017.92.
- [RD19] Sahar Rostom und Mark D. Dadmun. „Improving heat transfer in fused deposition modeling with graphene enhances inter filament bonding“. In: *Polymer Chemistry* 10.44 (2019), S. 5967–5978. ISSN: 1759-9954. DOI: 10.1039/C9PY00832B.
- [RDH16] Abinesh Kurapatti Ravi, Anagh Deshpande und Keng H. Hsu. „An in-process laser localized pre-deposition heating approach to inter-layer bond strengthening in extrusion based polymer additive manufacturing“. In: *Journal of Manufacturing Processes* 24 (2016), S. 179–185. ISSN: 15266125. DOI: 10.1016/j.jmapro.2016.08.007.
- [Riv+21] Iván Rivet u. a. „Experimental, Computational, and Dimensional Analysis of the Mechanical Performance of Fused Filament Fabrication Parts“. In: *Polymers* 13.11 (2021). DOI: 10.3390/polym13111766.
- [Ros46] D. Rosenthal. *The Theory of Moving Sources of Heat and Its Application to Metal Treatments*. ASME, 1946. URL: <https://books.google.de/books?id=Xy8fcgAACAAJ>.
- [Rou+22] Saquib Rouf u. a. „3D printed parts and mechanical properties: Influencing parameters, sustainability aspects, global market scenario, challenges and applications“. In: *Advanced Industrial and Engineering Polymer Research* 85.4 (2022), S. 1. ISSN: 25425048. DOI: 10.1016/j.aiepr.2022.02.001.
- [SAA20] Nurbol Sabyrov, Anuar Abilgazyev und Md. Hazrat Ali. „Enhancing interlayer bonding strength of FDM 3D printing technology by diode laser-assisted system“. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 108.1-2 (2020), S. 603–611. ISSN: 0268-3768. DOI: 10.1007/s00170-020-05455-y.

- [Sam+21] Anto Antony Samy u. a. „Finite element analysis of residual stress and warpage in a 3D printed semi-crystalline polymer: Effect of ambient temperature and nozzle speed“. In: *Journal of Manufacturing Processes* 70.12 (2021), S. 389–399. ISSN: 15266125. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.08.054.
- [Sch+21] Carl G. Schirmeister u. a. „Low Warpage Nanophase-Separated Polypropylene/Olefinic Elastomer Reactor Blend Composites with Digitally Tuned Glass Fiber Orientation by Extrusion-Based Additive Manufacturing“. In: *ACS Applied Polymer Materials* 3.4 (2021), S. 2070–2081. ISSN: 2637-6105. DOI: 10.1021/acspm.1c00119.
- [Sch20] Helmut Schüle. *Polymer Engineering 2: Verarbeitung, Oberflächentechnologie, Gestaltung*. 2nd ed. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin / Heidelberg, 2020. ISBN: 978-3-662-59840-5. URL: <https://ebookcentral.proquest.com/lib/kxp/detail.action?docID=6274735>.
- [Scu21] Sculpteo. *The State of 3D Printing - 2021 Edition*. 2021. URL: <https://info.sculpteo.com/hubfs/downloads/The%20State%20of%203D%20Printing%202021.pdf> (besucht am 4. Mai 2023).
- [Scu22] Sculpteo. *The State of 3D Printing - 2022 Edition: in Statista*. 2022. URL: <https://de.statista.com/statistik/studie/id/124877/dokument/studie-ueber-den-3d-druck-markt-2022/> (besucht am 4. Mai 2023).
- [Sep+17] Jonathan E. Seppala u. a. „Weld formation during material extrusion additive manufacturing“. In: *Soft matter* 13.38 (2017), S. 6761–6769. DOI: 10.1039/c7sm00950j.
- [SHG20] Martin Spoerk, Clemens Holzer und Joamin Gonzalez-Gutierrez. „Material extrusion-based additive manufacturing of polypropylene: A review on how to improve dimensional inaccuracy and warpage“. In: *Journal of Applied Polymer Science* 137.12 (2020), S. 48545. ISSN: 0021-8995. DOI: 10.1002/app.48545.
- [Sim21] Simplify3D. *Print Quality Troubleshooting Guide*. 2021. URL: <https://www.simplify3d.com/support/faq/> (besucht am 22. Januar 2021).
- [Sim23] Simplify3D. *Inconsistent Extrusion: Incorrect extrusion width*. 2023. URL: <https://www.simplify3d.com/support/print-quality-troubleshooting/inconsistent-extrusion/> (besucht am 16. Juni 2023).
- [SP17] David Stoof und Kim L. Pickering. „3D Printing of Natural Fibre Reinforced Recycled Polypropylene“. In: *Processing and Fabrication of Advanced Materials* 2017.XXV (2017), S. 668–691. URL: <https://hdl.handle.net/10289/11095>.

- [Spo+17] Martin Spoerk u. a. „Shrinkage and Warpage Optimization of Expanded-Perlite-Filled Polypropylene Composites in Extrusion-Based Additive Manufacturing“. In: *Macromolecular Materials and Engineering* 302.10 (2017), S. 1700143. ISSN: 1438-7492. DOI: 10.1002/mame.201700143.
- [Spo+18a] Martin Spoerk u. a. „Anisotropic properties of oriented short carbon fibre filled polypropylene parts fabricated by extrusion-based additive manufacturing“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 113.10 (2018), S. 95–104. ISSN: 1359835X. DOI: 10.1016/j.compositesa.2018.06.018.
- [Spo+18b] Martin Spoerk u. a. „Effect of the printing bed temperature on the adhesion of parts produced by fused filament fabrication“. In: *Plastics, Rubber and Composites* 47.1 (2018), S. 17–24. ISSN: 1465-8011. DOI: 10.1080/14658011.2017.1399531.
- [Spo+18c] Martin Spoerk u. a. „Optimisation of the Adhesion of Polypropylene-Based Materials during Extrusion-Based Additive Manufacturing“. In: *Polymers* 10.5 (2018). DOI: 10.3390/polym10050490.
- [Spo+18d] Martin Spoerk u. a. „Polypropylene Filled With Glass Spheres in Extrusion-Based Additive Manufacturing: Effect of Filler Size and Printing Chamber Temperature“. In: *Macromolecular Materials and Engineering* 303.7 (2018), S. 1800179. ISSN: 1438-7492. DOI: 10.1002/mame.201800179.
- [Sus+20] Kenneth J. Susnjara u. a. „Print head for additive manufacturing: United States“. US02020/0215749 A1. 2020.
- [SvH17] Karl Siebertz, David van Bebber und Thomas Hochkirchen. *Statistische Versuchsplanung: Design of Experiments (DoE)*. 2. Aufl. 2017. VDI-Buch. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2017. ISBN: 978-3-662-55743-3. URL: <http://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:bsz:31-epflicht-1549941>.
- [TG15] Brian N. Turner und Scott A. Gold. „A review of melt extrusion additive manufacturing processes: II. Materials, dimensional accuracy, and surface roughness“. In: *Rapid Prototyping Journal* 21.3 (2015), S. 250–261. ISSN: 1355-2546. DOI: 10.1108/RPJ-02-2013-0017.
- [Tho23a] Thorlabs Inc. *PM101*. 2023. URL: <https://www.thorlabs.com/images/XLarge/MTN013681-x1.jpg> (besucht am 11. Mai 2023).
- [Tho23b] Thorlabs Inc. *S350C*. 2023. URL: https://www.thorlabs.com/images/tabimages/S350C_Thumbnail_A1-780.jpg (besucht am 11. Mai 2023).
- [Tor+11] L. Torrisi u. a. „Polyethylene welding by pulsed visible laser irradiation“. In: *Applied Surface Science* 257.7 (2011), S. 2567–2575. ISSN: 01694332. DOI: 10.1016/j.apsusc.2010.10.023.

- [Tor+19] Elena Verdejo de Toro u. a. „Analysis of the influence of the variables of the Fused Deposition Modeling (FDM) process on the mechanical properties of a carbon fiber-reinforced polyamide“. In: *Procedia Manufacturing* 41 (2019), S. 731–738. ISSN: 23519789. DOI: 10.1016/j.promfg.2019.09.064.
- [Vac18] Eduardo Barocio Vaca. „Fusion bonding of fiber reinforced semi-crystalline polymers in extrusion deposition additive manufacturing“. In: *School of Materials Engineering, Purdue University West Lafayette, Indiana, USA* (2018).
- [VDI19] VDI-Gesellschaft Produktion und Logistik. *Additive Fertigungsverfahren Gestaltungsempfehlungen Prüfkörper und Prüfmerkmale für limitierende Geometrielemente*. 2019.
- [Völ12] Christoph Völkel. „Einfluß von Polymereigenschaften auf pharmazeutisch-technologische und biopharmazeutische Eigenschaften von gepreßten und in situ geformten Implantaten“. Dissertation. Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg, 2003-12-12.
- [Vol27] Volaprint 3 de-store. *Produktinformation Nylon Filament 2,85mm schwarz*. 2021-05-27. URL: <http://volaprint.de/>.
- [VS86] Chris N. Velisaris und James C. Seferis. „Crystallization kinetics of polyetheretherketone (peek) matrices“. In: *Polymer Engineering and Science* 26.22 (1986), S. 1574–1581. ISSN: 0032-3888. DOI: 10.1002/pen.760262208.
- [Vya+20] Swapnil Vyavahare u. a. „Fused deposition modelling: a review“. In: *Rapid Prototyping Journal* 26.1 (2020), S. 176–201. ISSN: 1355-2546. DOI: 10.1108/RPJ-04-2019-0106.
- [Wan+18] Lu Wang u. a. „Spray-Dried Cellulose Nanofibril-Reinforced Polypropylene Composites for Extrusion-Based Additive Manufacturing: Nonisothermal Crystallization Kinetics and Thermal Expansion“. In: *Journal of Composites Science* 2.1 (2018), S. 7. DOI: 10.3390/jcs2010007.
- [WBZ10] C. Y. Wang, P. J. Bates und G. Zak. „Optical Properties Characterization of Thermoplastics Used in Laser Transmission Welding: Scattering and Absorbance“. In: *Advanced Materials Research* 97-101 (2010), S. 3836–3841. ISSN: 1662-8985. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.97-101.3836.
- [WG17] Lu Wang und Douglas J. Gardner. „Effect of fused layer modeling (FLM) processing parameters on impact strength of cellular polypropylene“. In: *Polymer* 113 (2017), S. 74–80. ISSN: 00323861. DOI: 10.1016/j.polymer.2017.02.055.

- [WO81] R. P. Wool und K. M. O'Connor. „A theory crack healing in polymers“. In: *Journal of Applied Physics* 52.10 (1981), S. 5953–5963. ISSN: 0021-8979. DOI: 10.1063/1.328526.
- [Woh+20] Terry Wohlers u. a. *Wohlers report 2020: 3D printing and additive manufacturing state of the industry*. Fort Collins Colo: Wohlers Associates, 2020. ISBN: 9780991333264.
- [Woh+22] Wohlers Associates u. a. *Wohlers Report 2022: 3D Printing and Additive Manufacturing Global State of the Industry*. Wohlers Associates, 2022. ISBN: 9780991333295. URL: <https://books.google.de/books?id=CyUGzweECAAJ>.
- [Woo80] Richard P. Wool. „Crack Healing in Semicrystalline Polymers, Block Copolymers and Filled Elastomers“. In: *Adhesion and Adsorption of Polymers*. Hrsg. von Lieng-Huang Lee. Bd. 18. Boston, MA: Springer US, 1980, S. 341–362. ISBN: 978-1-4613-3095-0. DOI: 10.1007/978-1-4613-3093-6{\textunderscore}22.
- [Wu+14] W. Z. Wu u. a. „Manufacture and thermal deformation analysis of semi-crystalline polymer polyether ether ketone by 3D printing“. In: *Materials Research Innovations* 18.sup5 (2014), S5-12-S5–16. ISSN: 1432-8917. DOI: 10.1179/1432891714Z.000000000898.
- [WXJ07] Tian-Ming Wang, Jun-Tong Xi und Ye Jin. „A model research for prototype warp deformation in the FDM process“. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 33.11-12 (2007), S. 1087–1096. ISSN: 0268-3768. DOI: 10.1007/s00170-006-0556-9.
- [WYM89] R. P. Wool, B.-L. Yuan und O. J. McGarel. „Welding of polymer interfaces“. In: *Polymer Engineering and Science* 29.19 (1989), S. 1340–1367. ISSN: 0032-3888. DOI: 10.1002/pen.760291906.
- [XLT17] Huanxiong Xia, Jiakai Lu und Gretar Tryggvason. *Fully Resolved Numerical Simulations of Fused Deposition Modeling. Part II-Solidification, Residual Stresses, and Modeling of the Nozzle*. 19. November 2017. URL: <http://arxiv.org/pdf/1711.07094v2>.
- [Yu+20] Ning Yu u. a. „Effects of auxiliary heat on warpage and mechanical properties in carbon fiber/ABS composite manufactured by fused deposition modeling“. In: *Materials & Design* 195 (2020), S. 108978. ISSN: 02641275. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.108978.
- [Yu+21] Ning Yu u. a. „Effects of auxiliary heat on the interlayer bonds and mechanical performance of polylactide manufactured through fused deposition modeling“. In: *Polymer Testing* 104 (2021), S. 107390. ISSN: 01429418. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2021.107390.

- [ZC08] Y. Zhang und K. Chou. „A parametric study of part distortions in fused deposition modelling using three-dimensional finite element analysis“. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 222.8 (2008), S. 959–968. ISSN: 0954-4054. DOI: 10.1243/09544054JEM990.
- [Zha+22] Rui Zhang u. a. „Nucleation and crystallization kinetics of polyamide 12 investigated by fast scanning calorimetry“. In: *Journal of Polymer Science* 60.5 (2022), S. 842–855. ISSN: 2642-4150. DOI: 10.1002/pol.20210813.
- [Zho+01] Weihong Zhong u. a. „Short fiber reinforced composites for fused deposition modeling“. In: *Materials Science and Engineering: A* 301.2 (2001), S. 125–130. ISSN: 0921-5093. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01810-4. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509300018104>.
- [Zhu+17] Dingchun Zhu u. a. „Thermal and mechanical properties of polyamide 12/graphene nanoplatelets nanocomposites and parts fabricated by fused deposition modeling“. In: *Journal of Applied Polymer Science* 134.39 (2017), S. 45332. ISSN: 00218995. DOI: 10.1002/app.45332.
- [ZWD18] Meng Zhao, Katrin Wudy und Dietmar Drummer. „Crystallization Kinetics of Polyamide 12 during Selective Laser Sintering“. In: *Polymers* 10.2 (2018). DOI: 10.3390/polym10020168.

Abbildungsverzeichnis

1.1	Aufbau dieser Arbeit	3
2.1	Ablaufschema der additiven Bauteilfertigung [Geb16]	6
2.2	Schematische Abbildung des FLM-Prozesses	8
2.3	Strukturelle Einteilung von Kunststoffgruppen [Eye20a]	11
2.4	Schema des Entstehungsprozesses einer Kristalllamelle [Ehr11]	12
2.5	Charakteristische Temperatur- und Zustandsbereiche von Thermoplasten .	13
2.6	Temperaturabhängigkeit mechanischer Eigenschaften [Ehr11]	14
2.7	Viskosität ausgewählter Kunststoffe sowie Schergeschwindigkeiten typischer Messverfahren/Prozesse (um das FLM-Verfahren ergänzt) nach [BS13] . .	16
2.8	Kristalline Strukturen	17
2.9	Geätzte Schiffe von Sphärolithen mit radial angeordneten Lamellen [Ehr11]	18
2.10	Keimbildungs- und Kristallwachstumsgeschwindigkeit [Ehr11]	18
2.11	Kristallisationskinematik von PA12 [Plu+01]	20
2.12	Kristallisationsverhalten von PA12 in Abhängigkeit der Kühlrate	21
2.13	Kristallisations- und Nachkristallisationsenthalpien in Abhängigkeit von Kühl- und Erwärmungsraten	22
2.14	Isotherme FSC-Kalorimetrieuntersuchungen für PA12 [Zha+22]	23
2.15	pvt-Diagramm Arkema PA12 AESNO TL nach [Dev02]	25
2.16	Eigenschaftsbeeinflussung von Polymeren [Eye20a]	26
2.17	Molekülausrichtung in einer Schmelzeströmung [BS13]	27
2.18	Chemischer Aufbau von Polyamid 12 [Dom13]	28
2.19	Verfügbarkeit/Verwendbarkeit unterschiedlicher Kunststoffe für das FLM- Verfahren [SHG20]	30
2.20	Absorptionsspektren von PA6-Werkstoffen	31
2.21	Ursache-Wirkungs-Diagramm des modifizierten FLM-Prozesses, zusammen- gefasst nach [Cua+19; MMB15; Goh+20]	32
2.22	Lagenaufbau des FLM-Prozesses	35
2.23	Modellierte Extrusionsdrücke am Düsenaustritt [Aga+19]	36
2.24	Verschweißung in Abhängigkeit der Layerzeit [Bar+20]	37
2.25	Charakteristische Temperaturverteilung des Ablageprozesses	39
2.26	Reptation eines Moleküls mit T_r als Reptationszeit [KW83]	42

2.27	Modell des Reptationsprozesses	42
2.28	Ergebnisse des Healing-Modells von Coogan und Kazmer [CK20]	44
2.29	Simulierte Temperaturverteilung über die Kontaktfläche	45
2.30	Thermographische Analyse des FLM-Prozesses [Sep+17]	46
2.31	Empirisch ermittelte Zerreienergien aufgetragen gegen die Diffusionszeit t_d [Sep+17]	46
2.32	FLM-Prozess mit idealer Verschweißung eines teilkristallinen Thermoplasts [Bar+20]	47
2.33	Abbildung des Kristallisationsprozesses von PPS [Bre+16]	48
2.34	Evaluation der thermischen Simulation mittels Thermographie [Bre+19]	49
2.35	Khrlatenabhngigkeit des Kristallisationsgrads [Vac18]	50
2.36	Bildung von Eigenspannungen im Lagenaufbau [Mun13]	52
2.37	Wechselwirkung zwischen Schwindung/Schrumpfung, Eigenspannungen und Verzug nach [Mun13]	53
2.38	Mechanismus zur Entstehung des Bauteilverzugs [WXJ07]	55
2.39	Modellierte Einflüsse auf den Bauteilverzug	55
2.40	Thermische und mechanische Simulation des Ablageprozesses. Abkühlung und Entstehung von Eigenspannungen [XLT17]	56
2.41	Simulation der temperaturabhängigen Kristallisation mit der Temperatur in K und dem Kristallisationsgrad in % [Bre+19]	57
2.42	Validierungsversuch anhand eines gedruckten sowie simulierten Rings, aus welchem anschließend ein Viertel herausgetrennt worden ist. [Bre+19]	58
2.43	Bauteilverzug für unterschiedliche Compounds [Pra+21]	61
2.44	FLM-Anlagen mit Laservorwärmung	63
2.45	Biegefestigkeitsuntersuchung laservorgewrmter Probenkörper	64
2.46	Weiterentwicklungen von Han et al., vergleiche Abbildung 2.44	65
2.47	Untersuchungen des Lagenverbunds von PEI Ultem 1010	65
2.48	Festigkeitsuntersuchungen für PEEK	66
2.49	Vorwärmung mittels CO ₂ Laser nach Luo et al. [Luo+18]	67
2.50	Effektivität einer Bauteilkühlung im Hinblick auf den Kristallisationsgrad [Tor+19]	68
2.51	Bauteilzwangskhlung von PLA-Probekörpern	69
3.1	Schwindung von Thermoplasten	71
3.2	Charakteristische Zonen des modifizierten Ablageprozesses	73
4.1	Kinematik der Versuchsanlage MiPe3D	78
4.2	Anlagenkonzept mit CO ₂ -Laserröhre und Umlenkspiegeln	80
4.3	Kühlkonzepte der Voruntersuchungen	80
4.4	Veranschaulichung der Notwendigkeit zweier rotatorischer Achsen	83

4.5	Triviale Achskonfiguration mit gelagerten Rotoren auf dem Stator	83
4.6	Achskonfiguration mit äußerem Rotor, welcher auf innerem Rotor gelagert wird	84
4.7	Stoff- und Energieflüsse des rotatorischen Druckkopfes	85
4.8	Konstruktive Umsetzung des Prallkühlers	86
4.9	Treibermodul der Laserdiode [Las23b]	90
4.10	Schnittansicht des rotatorischen Druckkopfes. Der innere Rotor mit der Kühleinheit ist blau, während der äußere Rotor mit der Lasereinheit rot dargestellt ist. Beide Rotoren sind coaxial zum Stator (grau) angeordnet. .	91
4.11	Komponenten des rotatorischen Druckkopfes	92
4.12	Foto aus dem laufenden FLM-Prozess mit aktiviertem Laser und Kühlung.	93
4.13	Visualisierte modifizierte Codebeispiele	94
5.1	Blackbox des Versuchssystems	97
5.2	Rendering des CAD-Modells der Versuchsanlage mit Schutzumhausung . .	99
5.3	Powermeter der Firma Thorlabs bestehend aus Sensor und Messverstärker	102
5.4	Mikroskopische Aufnahme, nachdem der Laser (500 mW bei $8\,000\text{ ° min}^{-1}$) um die Düse rotiert worden ist	104
5.5	Wechselwirkung zwischen Laserleistung und Substrat	105
5.6	Korrektur der Ausrichtung des Lasers mittels mikroskopischer Aufnahmen	106
5.7	Schemaskizze der Fehlausrichtung zwischen Düse und Lasermodul	107
5.8	Verwendete Raftstruktur	111
5.9	Temperaturabhängige Verwendung und Eigenschaften des Haftvermittlers Dimafix	112
5.10	Simulativ und empirisch erhobene Ergebnisse zur Schmelzetemperatur . . .	115
5.11	Gemessene Extrusionskräfte in Abhängigkeit der Temperatur des Heißkanals und der Extrusionsgeschwindigkeit [Ben17]	116
5.12	Versuchsplan der Verzugsuntersuchungen	121
5.13	Versuchsplan der Festigkeitsuntersuchungen	122
5.14	Probekörpergeometrien zur Beurteilung von Eigenspannungen und Verzug	125
5.15	Proben zur Beurteilung von Eigenspannungen und Verzug	126
5.16	Optische Erfassung des Verzugs mittels eines Lichtbandmikrometers	128
5.17	Mittels des Lichtbandmikrometers gemessenes Profil der Verzugsprobe D06	129
5.18	Mikroskopische Aufnahmen der Probekörper J11 und L11	130
5.19	Geometrie der verwendeten Zugproben	133
5.20	Anordnung der Zugproben im Versuchsraum	134
5.21	Schnittmuster für die flach liegend gedruckten Probekörper (YX-Ausrichtung)	134
5.22	Lehre zur Ausrichtung der Probekörper in den Spannzeugen der Zugprüfmaschine	136

5.23	Probenabweichungen und -defekte am Probenrohling ZC04 nach dem Wasserstrahlschneidprozess	139
5.24	Probenabweichungen und -defekte der Versuchsreihe AZ	140
6.1	Vorhersagemodell für den Verzug von Probekörpern	143
6.2	Studentisierte Residuen der Modellvorhersage	143
6.3	Darstellung der Variabilität der Versuchsergebnisse	144
6.4	Modellvorhersage unter Ausschluss von Probe C16	144
6.5	Modellvorhersage unter Berücksichtigung der Blockbildung	145
6.6	Signifikante Modellterme bei Berücksichtigung der Blockbildung	145
6.7	Normalverteilung der Residuen des Modells unter Berücksichtigung der Blockbildung (Shapiro-Wilk-Test: 0,335)	146
6.8	Studentisierte Residuen des Modells unter Berücksichtigung der Blockbildung	146
6.9	Residuen des Modells in Versuchsreihenfolge unter Berücksichtigung der Blockbildung	147
6.10	Effekteinflüsse auf das Qualitätsmerkmal Verzug	147
6.11	Versuchsergebnisse und modellierter Verzug für gegebene Laserleistungen .	148
6.12	Modellparameter bei Berücksichtigung der Blockbildung	149
6.13	Modellterme des gewählten Verzugsmodells (Anzahl) ohne Blockbildung . .	150
6.14	Modellvorhersage des Verzugs mit dem Einflussfaktor Anzahl ohne Blockbildung	150
6.15	Versuchsergebnisse und modellierter Verzug in Abhängigkeit der Probenanzahl und der Kühlung	151
6.16	Vergleich von Spannungs-Dehnungs-Diagrammen charakteristischer Proben	152
6.17	Erste Modellanpassung der Streckspannung stehend gefertigter Proben (ZY-Ausrichtung)	153
6.18	Studentisierte Residuen des ersten Modells	154
6.19	Zweite Modellanpassung der Streckspannung stehend gefertigter Proben (ZY-Ausrichtung) ohne Ausreißer	154
6.20	Normalverteilung der Residuen des zweiten Modells (Shapiro-Wilk-Test: 0,55)	155
6.21	Residuen in Versuchsreihenfolge des zweiten Modells	155
6.22	Studentisierte Residuen des zweiten Modells	156
6.23	Signifikante Parameter des zweiten Modells zur Streckspannung stehender Probekörper (ZY-Ausrichtung)	156
6.24	Versuchsergebnisse und modellierte Festigkeiten für gegebene Laserleistungen	157
6.25	Modellierte Festigkeiten für gegebene Kühlungsparameter	158
6.26	Modellparameter für die in YX- und YZ-Ausrichtung gefertigten Proben .	159

6.27	Zweite Modellanpassung der Streckspannung liegend gefertigter Proben (YX- und YZ-Ausrichtung) ohne Ausreißer	160
6.28	Modellierte Festigkeiten der drei Probenorientierungen aufgetragen für konstante Laserleistungen	161
6.29	Modellanpassung der Streckspannung stehend gefertigter Proben (ZY-Ausrichtung) mit der Probenanzahl als Einflussfaktor	162
6.30	Modellparameter im Zusammenhang mit der Probenanzahl	162
6.31	Versuchsergebnisse sowie modellierte Streckspannungen stehender Proben in Abhängigkeit der Probenanzahl	163
6.32	Modellparameter für die Bruchdehnung stehender Probekörper	164
6.33	Modellanpassung der Bruchdehnung stehend gefertigter Proben (ZY-Ausrichtung)	165
6.34	Dehnung bei Probenversagen	166
6.35	Modellparameter für den E-Modul liegend orientierter Probekörper	166
6.36	Modellanpassung des E-Modul liegend gefertigter Proben (YX- und YZ-Ausrichtung)	167
6.37	E-Moduln liegend ausgerichteter Probekörper	168
6.38	Contour-Plot der modellierten Festigkeiten ohne Kühlung	169
6.39	Contour-Plot der modellierten Festigkeiten mit einer Kühlung von 0,2 bar	170
6.40	Contour-Plot der modellierten Festigkeiten mit einer Kühlung von 0,4 bar	170
6.41	Darstellung der Zielparameter Verzug und Festigkeit in Abhängigkeit der Prozessparameter	171
6.42	Vergleichskennwerte SLS [®] -gefertigter Probekörper mit äquivalenten Probenorientierungen	175
6.43	Darstellung des Prozess-Kennfeldes; Zielparameter Verzug und Festigkeit in Abhängigkeit der Prozessparameter	178
6.44	Contour-Plot der modellierten Festigkeiten mit einer Kühlung von 0,4 bar und eingezeichnetem Betriebspunkt	179
6.45	Übertragung des Prozesses auf weitere Materialien	179
A.1	Einflussgrößen beim Spritzgussverfahren [Fis13]	215
A.2	Studentisierte Residuen des Verzugsmodells ohne Blockbildung	240
A.3	Residuen in Versuchsreihenfolge des gewählten Verzugsmodells ohne Blockbildung	240
A.4	Normalverteilung der Residuen des gewählten Modells ohne Blockbildung (Shapiro-Wilk-Test: 0,245)	240
A.5	Modellvorhersage des Verzugs mit dem Einflussfaktor Anzahl unter Berücksichtigung der Blockbildung	241

A.6	Studentisierte Residuen des gewählten Verzugsmodells (Anzahl) unter Berücksichtigung der Blockbildung	241
A.7	Residuen in Versuchsreihenfolge des Verzugsmodells (Anzahl) unter Berücksichtigung der Blockbildung	241
A.8	Normalverteilung der Residuen des Modells (Anzahl) unter Berücksichtigung der Blockbildung (Shapiro-Wilk-Test: 0,138)	242
A.9	Studentisierte Residuen des gewählten Verzugsmodells (Anzahl) ohne Blockbildung	242
A.10	Residuen in Versuchsreihenfolge des gewählten Verzugsmodells (Anzahl) ohne Blockbildung	242
A.11	Normalverteilung der Residuen des gewählten Modells ohne Blockbildung (Shapiro-Wilk-Test: 0,131)	243
A.12	Modellterme des ersten Festigkeitsmodells stehender Probekörper	243
A.13	Residuen nach Versuchsreihenfolge des ersten Modells	243
A.14	Keine Normalverteilung der Residuen des ersten Modells (Shapiro-Wilk-Test: 0,006)	244
A.15	Erste Modellanpassung der Streckspannung liegend gefertigter Proben (YX- und YZ-Ausrichtung) mit Ausreißern	244
A.16	Studentisierte Residuen des ersten Modells mit erkennbaren Ausreißern	245
A.17	Studentisierte Residuen des zweiten Modells	245
A.18	Residuen nach Versuchsreihenfolge des zweiten Modells	245
A.19	Normalverteilung der Residuen des zweiten Modells (Shapiro-Wilk-Test: 0,729)	246
A.20	Studentisierte Residuen	246
A.21	Residuen nach Versuchsreihenfolge	246
A.22	Normalverteilung der Residuen (Shapiro-Wilk-Test: 0,117)	247
A.23	Studentisierte Residuen	247
A.24	Residuen nach Versuchsreihenfolge	247
A.25	Normalverteilung der Residuen (Shapiro-Wilk-Test: 0,159)	248
A.26	Studentisierte Residuen	248
A.27	Residuen nach Versuchsreihenfolge	248
A.28	Normalverteilung der Residuen (Shapiro-Wilk-Test: 0,341)	249

Tabellenverzeichnis

2.1	Materialeigenschaften mit steigendem Kristallisationsgrad nach Ehrenstein [Ehr11]	19
2.2	Material- und Schlüsseleigenschaften von PA12 Rilsamid AESNO TL im Vergleich mit PA6 nach [ARK22]	29
2.3	Einflussgrößen-Zielgrößen Tabelle (Auswahl) für den konventionellen FLM-Prozess	33
3.1	Gegenüberstellung des Standes der Technik mit der formulierten Zielsetzung	75
4.1	Kinematische Anforderungen des rotatorischen Druckkopfes	82
4.2	Auslegungsparameter	87
5.1	Konstante, gewählte Prozessparameter	100
5.2	Slicing-Parameter des Rafts (Auswahl)	113
5.3	Konstante, gewählte Prozessparameter	114
5.4	Ermittelte Prozessgrenzen für Einflussfaktoren	117
5.5	Vergleich unterschiedlicher Designs von Versuchsplänen nach [CRG22] . . .	120
6.1	Vergleich der Anisotropie zwischen konventionellem und modifiziertem Prozess (Modellwerte)	173
6.2	Einfluss der Prozessmodifikationen auf die Bauteileigenschaften FLM-gefertigter Komponenten	176
6.3	Einfluss der Prozessmodifikationen auf die FLM-Prozessführung	176
A.1	22-12-13_Verzug_2625_Axx	216
A.2	22-12-13_Verzug_250_Bxx	216
A.3	22-12-13_Verzug_225_Cxx	216
A.4	22-12-14_Verzug_275_Dxx	216
A.5	22-12-14_Verzug_2375_Exx	216
A.6	22-12-14_Verzug_250_5_Fxx	216
A.7	22-12-14_Verzug_250_2_Gxx	217
A.8	22-12-14_Verzug_250_2_Hxx	217
A.9	22-12-14_Verzug_250_1_Ixx	217
A.10	22-12-14_Verzug_250_1_Jxx	217

A.11	22-12-14_Verzug_250_1_Kxx	217
A.12	22-12-14_Verzug_250_1_Lxx	217
A.13	22-12-16_Verzug_2625_A1x	218
A.14	22-12-16_Verzug_250_B1x	218
A.15	22-12-16_Verzug_225_C1x	218
A.16	22-12-16_Verzug_275_D1x	218
A.17	22-12-16_Verzug_2375_E1x	218
A.18	22-12-16_Verzug_250_5_F1x	218
A.19	22-12-16_Verzug_250_2_G1x	219
A.20	22-12-16_Verzug_250_2_H1x	219
A.21	22-12-16_Verzug_250_1_I1x	219
A.22	22-12-16_Verzug_250_1_J1x	219
A.23	22-12-16_Verzug_250_1_K1x	219
A.24	22-12-16_Verzug_250_1_L1x	219
A.25	23-01-10_Verzug_2625_A2x	220
A.26	23-01-10_Verzug_250_B2x	220
A.27	23-01-10_Verzug_225_C2x	220
A.28	23-01-10_Verzug_275_D2x	220
A.29	23-01-10_Verzug_2375_E2x	220
A.30	23-01-10_Verzug_250_5_F2x	220
A.31	23-01-10_Verzug_250_2_G2x	221
A.32	23-01-10_Verzug_250_2_H2x	221
A.33	23-01-10_Verzug_250_1_I2x	221
A.34	23-01-10_Verzug_250_1_J2x	221
A.35	23-01-10_Verzug_250_1_K2x	221
A.36	23-01-10_Verzug_250_1_L2x	221
A.37	22-12-16_Festigkeit_275_ZAxx	222
A.38	22-12-19_Festigkeit_250_ZBxx	222
A.39	22-12-20_Festigkeit_2375_ZCxx	222
A.40	22-12-21_Festigkeit_2625_ZDxx	222
A.41	22-12-22_Festigkeit_250_5_ZFxx	222
A.42	22-12-20_Festigkeit_250_2_ZGxx	223
A.43	22-12-20_Festigkeit_250_2_ZHxx	223
A.44	22-12-20_Festigkeit_250_1_ZIxx	223
A.45	22-12-20_Festigkeit_250_1_ZJxx	223
A.46	22-12-22_Verzug_250_1_ZKxx	223
A.47	22-12-22_Festigkeit_250_1_ZLxx	223
A.48	23-01-09_Festigkeit_2625_ZMxx	224
A.49	23-01-12_Festigkeit_250_ZNxx	224

A.50 23-01-13_Festigkeit_275_ZOxx	224
A.51 23-01-13_Festigkeit_2375_ZPxx	224
A.52 Erste Versuchsreihe Verzug	225
A.53 Zweite Versuchsreihe Verzug	226
A.54 Dritte Versuchsreihe Verzug	227
A.55 Versuchsreihen Festigkeit	228
A.56 Versuchsreihen Festigkeit liegend	229
A.57 Ergebnisse: Verzug, Teil 1/2	231
A.58 Ergebnisse: Verzug, Teil 2/2	232
A.59 Ergebnisse: Verzug in Abhängigkeit der Probenanzahl	233
A.60 Ergebnisse: Festigkeit stehender Probekörper (ZY-Ausrichtung), Teil 1/2	234
A.61 Ergebnisse: Festigkeit stehender Probekörper (ZY-Ausrichtung), Teil 2/2	235
A.62 Ergebnisse: Festigkeit liegender Probekörper (YZ- und YX-Ausrichtung)	236
A.63 Ergebnisse: Festigkeit in Abhängigkeit der Probenanzahl	237
A.64 Ergebnisse: Festigkeit der Vergleichsproben (SLS-Verfahren)	238

A Anhang

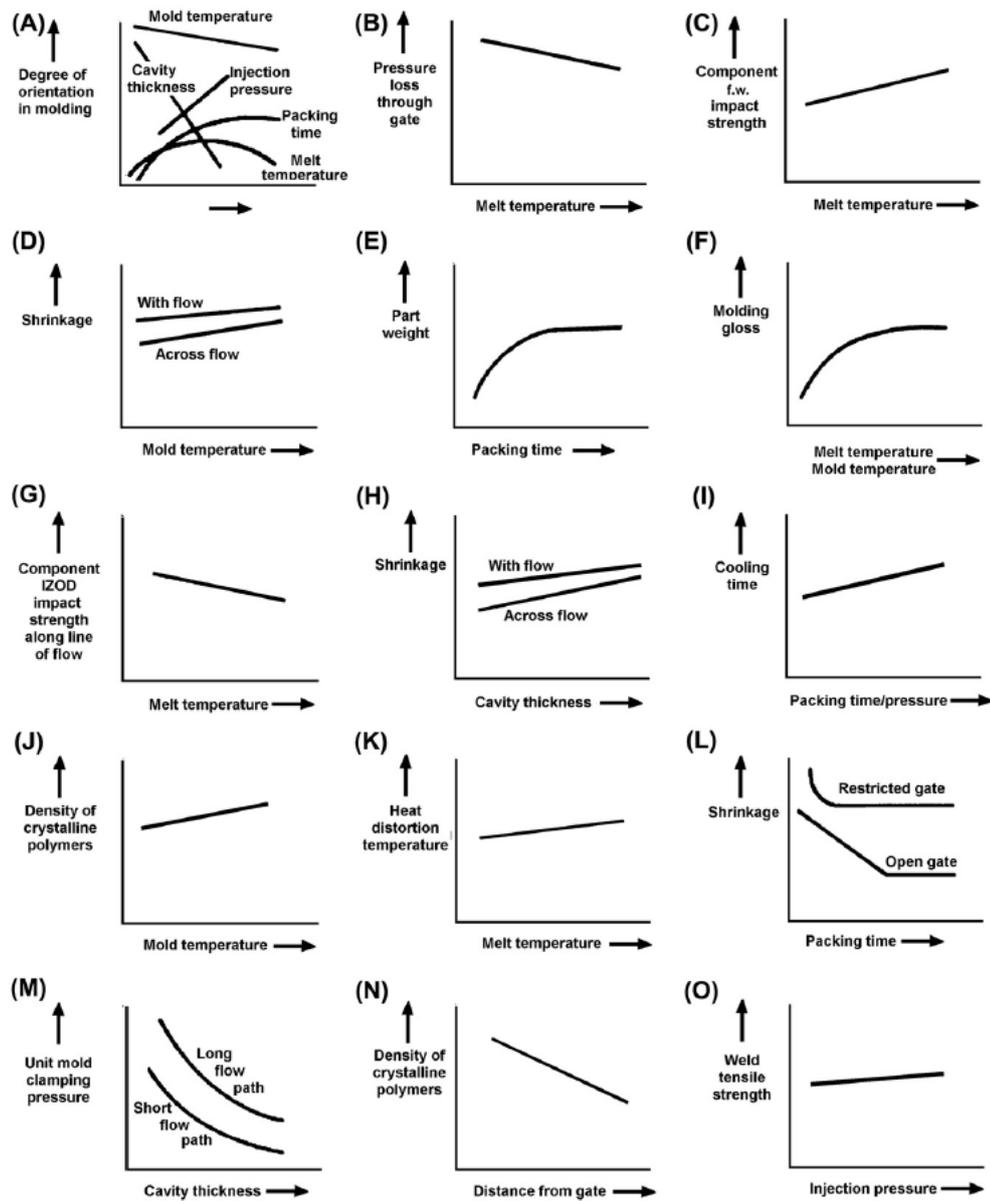


Abbildung A.1: Einflussgrößen beim Spritzgussverfahren [Fis13]

A.1 Versuchspläne

A.1.1 Verzug_0

Tabelle A.1: 22-12-13_Verzug_2625_Axx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
A00	262,5	0	0
A01	262,5	0	0,4
A02	262,5	0	0,2
A03	262,5	1 000	0,2
A04	262,5	2 000	0,4
A05	262,5	2 000	0,2
A06	262,5	2 000	0
A07	262,5	0	0
A08	262,5	1 000	0
A09	262,5	1 000	0,4

Tabelle A.2: 22-12-13_Verzug_250_Bxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
B00	250	0	0
B01	250	1 000	0,4
B02	250	0	0
B03	250	2 000	0,4
B04	250	0	0,4
B05	250	1 000	0,2
B06	250	1 000	0
B07	250	2 000	0
B08	250	2 000	0,2
B09	250	0	0,2

Tabelle A.3: 22-12-13_Verzug_225_Cxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
C00	225	0	0
C01	225	0	0,4
C02	225	1 000	0,2
C03	225	2 000	0,4
C04	225	2 000	0,2
C05	225	1 000	0
C06	225	0	0
C07	225	2 000	0
C08	225	1 000	0,4
C09	225	0	0,2

Tabelle A.4: 22-12-14_Verzug_275_Dxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
D00	275	0	0
D01	275	1 000	0,2
D02	275	2 000	0,2
D03	275	0	0
D04	275	1 000	0,4
D05	275	1 000	0
D06	275	2 000	0
D07	275	2 000	0,4
D08	275	0	0,4
D09	275	0	0,2

Tabelle A.5: 22-12-14_Verzug_2375_Exx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
E00	237,5	0	0
E01	237,5	0	0,2
E02	237,5	2 000	0
E03	237,5	1 000	0,4
E04	237,5	2 000	0,4
E05	237,5	0	0
E06	237,5	0	0,4
E07	237,5	1 000	0
E08	237,5	2 000	0,2
E09	237,5	1 000	0,2

Tabelle A.6: 22-12-14_Verzug_250_5_Fxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
F00	250	0	0
F01	250	0	0,2
F02	250	1 000	0
F03	250	1 000	0,2
F04	250	0	0

Tabelle A.7: 22-12-14_Verzug_250_2_Gxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
G01	250	0	0,2
G02	250	1 000	0

Tabelle A.8: 22-12-14_Verzug_250_2_Hxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
H01	250	0	0
H02	250	1 000	0,2

Tabelle A.9: 22-12-14_Verzug_250_1_Ixx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
I01	250	1 000	0

Tabelle A.10: 22-12-14_Verzug_250_1_Jxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
J01	250	0	0

Tabelle A.11: 22-12-14_Verzug_250_1_Kxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
K01	250	1 000	0,2

Tabelle A.12: 22-12-14_Verzug_250_1_Lxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
L01	250	0	0,2

A.1.2 Verzug_1

Tabelle A.13: 22-12-16_Verzug_2625_A1x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
A10	262,5	0	0
A11	262,5	1000	0
A12	262,5	0	0,4
A13	262,5	0	0
A14	262,5	2000	0
A15	262,5	2000	0,2
A16	262,5	1000	0,4
A17	262,5	1000	0,2
A18	262,5	0	0,2
A19	262,5	2000	0,4

Tabelle A.14: 22-12-16_Verzug_250_B1x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
B10	250	0	0
B11	250	2000	0
B12	250	0	0
B13	250	1000	0,4
B14	250	2000	0,4
B15	250	0	0,2
B16	250	0	0,4
B17	250	1000	0,2
B18	250	2000	0,2
B19	250	1000	0

Tabelle A.15: 22-12-16_Verzug_225_C1x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
C10	225	0	0
C11	225	2000	0,4
C12	225	0	0,2
C13	225	1000	0
C14	225	1000	0,4
C15	225	0	0
C16	225	2000	0,2
C17	225	1000	0,2
C18	225	0	0,4
C19	225	2000	0

Tabelle A.16: 22-12-16_Verzug_275_D1x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
D10	275	0	0
D11	275	0	0
D12	275	2000	0,2
D13	275	1000	0,4
D14	275	0	0,4
D15	275	2000	0,4
D16	275	2000	0
D17	275	0	0,2
D18	275	1000	0
D19	275	1000	0,2

Tabelle A.17: 22-12-16_Verzug_2375_E1x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
E10	237,5	0	0
E11	237,5	0	0,4
E12	237,5	0	0
E13	237,5	1000	0,2
E14	237,5	2000	0,4
E15	237,5	1000	0
E16	237,5	2000	0
E17	237,5	1000	0,4
E18	237,5	0	0,2
E19	237,5	2000	0,2

Tabelle A.18: 22-12-16_Verzug_250_5_F1x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
F10	250	0	0
F11	250	1000	0
F12	250	0	0
F13	250	0	0,2
F14	250	1000	0,2

Tabelle A.19: 22-12-

16_Verzug_250_2_G1x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
G11	250	1 000	0
G12	250	0	0,2

Tabelle A.20: 22-12-

16_Verzug_250_2_H1x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
H11	250	1 000	0,2
H12	250	0	0

Tabelle A.21: 22-12-16_Verzug_250_1_I1x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
I11	250	1 000	0

Tabelle A.22: 22-12-16_Verzug_250_1_J1x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
J11	250	0	0

Tabelle A.23: 22-12-

16_Verzug_250_1_K1x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
K11	250	1 000	0,2

Tabelle A.24: 22-12-

16_Verzug_250_1_L1x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
L11	250	0	0,2

A.1.3 Verzug_2

Tabelle A.25: 23-01-10_Verzug_2625_A2x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
A20	262,5	0	0
A21	262,5	1 000	0
A22	262,5	2 000	0,4
A23	262,5	1 000	0,2
A24	262,5	2 000	0
A25	262,5	1 000	0,4
A26	262,5	2 000	0,2
A27	262,5	0	0,4
A28	262,5	0	0,2
A29	262,5	0	0

Tabelle A.26: 23-01-10_Verzug_250_B2x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
B20	250	0	0
B21	250	1 000	0,2
B22	250	2 000	0,4
B23	250	1 000	0,4
B24	250	1 000	0
B25	250	0	0,4
B26	250	0	0,2
B27	250	2 000	0,2
B28	250	2 000	0
B29	250	0	0

Tabelle A.27: 23-01-10_Verzug_225_C2x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
C20	225	0	0
C21	225	1 000	0,4
C22	225	0	0,4
C23	225	0	0
C24	225	2 000	0,2
C25	225	0	0,2
C26	225	2 000	0,4
C27	225	1 000	0
C28	225	1 000	0,2
C29	225	2 000	0

Tabelle A.28: 23-01-10_Verzug_275_D2x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
D20	275	0	0
D21	275	0	0,4
D22	275	2 000	0,2
D23	275	1 000	0,4
D24	275	0	0,2
D25	275	1 000	0,2
D26	275	2 000	0
D27	275	0	0
D28	275	2 000	0,4
D29	275	1 000	0

Tabelle A.29: 23-01-10_Verzug_2375_E2x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
E20	237,5	0	0
E21	237,5	0	0,4
E22	237,5	1 000	0
E23	237,5	2 000	0
E24	237,5	2 000	0,2
E25	237,5	2 000	0,4
E26	237,5	0	0
E27	237,5	0	0,2
E28	237,5	1 000	0,2
E29	237,5	1 000	0,4

Tabelle A.30: 23-01-
10_Verzug_250_5_F2x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
F20	250	0	0
F21	250	1 000	0,2
F22	250	0	0,2
F23	250	1 000	0
F24	250	0	0

Tabelle A.31: 23-01-

10_Verzug_250_2_G2x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
G21	250	0	0
G22	250	1 000	0,2

Tabelle A.32: 23-01-

10_Verzug_250_2_H2x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
H21	250	0	0,2
H22	250	1 000	0,2

Tabelle A.33: 23-01-10_Verzug_250_1_I2x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
I21	250	1 000	0

Tabelle A.34: 23-01-10_Verzug_250_1_J2x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
J21	250	0	0

Tabelle A.35: 23-01-

10_Verzug_250_1_K2x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
K21	250	1 000	0,2

Tabelle A.36: 23-01-

10_Verzug_250_1_L2x

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
L21	250	0	0,2

A.1.4 Festigkeit_stehend

Tabelle A.37: 22-12-

16_Festigkeit_275_ZAxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZAx0	275	0	0
ZAx1	275	0	0
ZAx2	275	1 000	0,2
ZAx3	275	0	0,2
ZAx4	275	2 000	0,2
ZAx5	275	1 000	0
ZAx6	275	2 000	0,4
ZAx7	275	0	0,4
ZAx8	275	2 000	0
ZAx9	275	1 000	0,4

Tabelle A.38: 22-12-

19_Festigkeit_250_ZBxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZBx0	250	0	0
ZBx1	250	0	0
ZBx2	250	1 000	0,4
ZBx3	250	0	0,4
ZBx4	250	2 000	0
ZBx5	250	1 000	0,2
ZBx6	250	2 000	0,2
ZBx7	250	0	0,2
ZBx8	250	2 000	0,4
ZBx9	250	1 000	0

Tabelle A.39: 22-12-

20_Festigkeit_2375_ZCxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZCx0	237,5	0	0
ZCx1	237,5	0	0,4
ZCx2	237,5	2 000	0
ZCx3	237,5	1 000	0,4
ZCx4	237,5	0	0
ZCx5	237,5	1 000	0
ZCx6	237,5	2 000	0,4
ZCx7	237,5	2 000	0,2
ZCx8	237,5	0	0,2
ZCx9	237,5	1 000	0,2

Tabelle A.40: 22-12-

21_Festigkeit_2625_ZDxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZDx0	262,5	0	0
ZDx1	262,5	1 000	0,4
ZDx2	262,5	2 000	0,4
ZDx3	262,5	0	0,4
ZDx4	262,5	2 000	0,2
ZDx5	262,5	1 000	0
ZDx6	262,5	2 000	0
ZDx7	262,5	0	0
ZDx8	262,5	1 000	0,2
ZDx9	262,5	0	0,2

Tabelle A.41: 22-12-

22_Festigkeit_250_5_ZFxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZFx0	250	0	0
ZFx1	250	0	0
ZFx2	250	1 000	0,2
ZFx3	250	0	0,2
ZFx4	250	1 000	0

Tabelle A.42: 22-12-

20_Festigkeit_250_2_ZGxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZGx1	250	1 000	0,2
ZGx2	250	0	0,2

Tabelle A.43: 22-12-

20_Festigkeit_250_2_ZHxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZHx1	250	1 000	0
ZHx2	250	0	0

Tabelle A.44: 22-12-

20_Festigkeit_250_1_ZIxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZIx1	250	1 000	0,2

Tabelle A.45: 22-12-

20_Festigkeit_250_1_ZJxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZJx1	250	0	0

Tabelle A.46: 22-12-

22_Verzug_250_1_ZKxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZKx1	250	1 000	0

Tabelle A.47: 22-12-

22_Festigkeit_250_1_ZLxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZLx1	250	0	0,2

A.1.5 Festigkeit_liegend

Tabelle A.48: 23-01-

09_Festigkeit_2625_ZMxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZMx1	262,5	2 000	0,4
ZMx2	262,5	0	0,2
ZMx3	262,5	0	0
ZMx4	262,5	1 000	0,4
ZMx5	262,5	2 000	0,2
ZMx6	262,5	1 000	0,2
ZMx7	262,5	1 000	0
ZMx8	262,5	2 000	0
ZMx9	262,5	0	0,4

Tabelle A.49: 23-01-

12_Festigkeit_250_ZNxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZNx1	250	2 000	0,4
ZNx2	250	0	0,4
ZNx3	250	0	0
ZNx4	250	1 000	0
ZNx5	250	1 000	0,2
ZNx6	250	1 000	0,4
ZNx7	250	0	0,2
ZNx8	250	2 000	0,2
ZNx9	250	2 000	0

Tabelle A.50: 23-01-

13_Festigkeit_275_ZOxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZOx1	275	0	0,2
ZOx2	275	2 000	0
ZOx3	275	2 000	0,4
ZOx4	275	1 000	0
ZOx5	275	2 000	0,2
ZOx6	275	0	0
ZOx7	275	1 000	0,4
ZOx8	275	1 000	0,2
ZOx9	275	0	0,4

Tabelle A.51: 23-01-

13_Festigkeit_2375_ZPxx

Bez.	Temperatur [°C]	Laser [mW]	Kühlung [bar]
ZPx1	237,5	0	0,4
ZPx2	237,5	2 000	0,2
ZPx3	237,5	2 000	0,4
ZPx4	237,5	1 000	0,4
ZPx5	237,5	2 000	0
ZPx6	237,5	1 000	0,2
ZPx7	237,5	0	0,2
ZPx8	237,5	1 000	0
ZPx9	237,5	0	0

A.1.6 Reihenfolge der Versuchsdurchführung

Tabelle A.52: Erste Versuchsreihe Verzug

<i>Versuchsreihe</i> Raft	<i>Datum</i> <i>Zeit</i>	<i>Position Y/X</i> <i>Kommentar</i>	<i>Temperatur</i>
22-12-13_Verzug_2625_Axx	13.12.2022	45/31	262,5 °C
22-12-13_Verzug_250_Bxx	13.12.2022	65/43	250 °C
Raft_Dummy_Verzug_22-12-12	17:50-18:53 Uhr	Probe (0,0) ohne Rotation gedruckt B01, Raft gelöst	
22-12-13_Verzug_225_Cxx	13.12.2022	25/55	225 °C
Raft_Dummy_Verzug_22-12-12	19:00-19:57 Uhr	C01, Raft gelöst C09, defekt nach ablösen	
22-12-14_Verzug_275_Dxx	14.12.2022	45/25	275 °C
Raft_Dummy_Verzug_22-12-13	13:30-14:29 Uhr	Messprotokoll fehlt	
22-12-14_Verzug_2375_Exx	14.12.2022	65/37	237,5 °C
Raft_Dummy_Verzug_22-12-13	14:40-15:45 Uhr	-	
22-12-14_Verzug_250_5_Fxx	14.12.2022	25/49	250 °C
Raft_Dummy_Verzug_22-12-13	16:08-16:40 Uhr	-	
22-12-14_Verzug_250_2_Gxx	14.12.2022	25/229	250 °C
Raft_Dummy_Verzug_22-12-13	16:41-17:00 Uhr	-	
22-12-14_Verzug_250_2_Hxx	14.12.2022	25/301	250 °C
Raft_Dummy_Verzug_22-12-13	17:02-17:16 Uhr	-	
22-12-14_Verzug_250_1_Ixx	14.12.2022	25/373	250 °C
Raft_Dummy_Verzug_22-12-13	17:18-17:26 Uhr	-	
22-12-14_Verzug_250_1_Jxx	14.12.2022	45/385	250 °C
Raft_Dummy_Verzug_22-12-13	17:29-17:38 Uhr	-	
22-12-14_Verzug_250_1_Kxx	14.12.2022	25/13	250 °C
Raft_Dummy_Verzug_22-12-13	17:40-17:47 Uhr	-	
22-12-14_Verzug_250_1_Lxx	14.12.2022	65/397	250 °C
Raft_Dummy_Verzug_22-12-13	17:48-17:55 Uhr	-	
Vorkonditionierung aller Proben bei 40 °C und 55 % Luftfeuchtigkeit Beschleunigte Konditionierung nach DIN EN ISO 1110 (73 °C und 62 % Luftfeuchtigkeit) Konditionierung aller Proben vor Prüfung 23 °C und 50 % Luftfeuchtigkeit			

Tabelle A.53: Zweite Versuchsreihe Verzug

Versuchsreihe Raft	Datum Zeit	Position Y/X Kommentar	Temperatur
22-12-16_Verzug_250_B1x Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 10:31-11:30 Uhr	45/25 -	250 °C
22-12-16_Verzug_250_1_I1x Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 11:39-11:46 Uhr	25/385 -	250 °C
22-12-16_Verzug_250_1_K1x Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 11:47-11:53 Uhr	25/373 -	250 °C
22-12-16_Verzug_250_1_L1x Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 11:54-12:01 Uhr	25/13 -	250 °C
22-12-16_Verzug_250_1_J1x Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 12:03-12:10 Uhr	65/397 -	250 °C
22-12-16_Verzug_250_5_F1x Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 12:17-12:47 Uhr	25/49 -	250 °C
22-12-16_Verzug_250_2_H1x Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 12:55-13:07 Uhr	25/229 -	250 °C
22-12-16_Verzug_250_2_G1x Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 13:10-13:23 Uhr	25/301 -	250 °C
22-12-16_Verzug_2625_A1x Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 13:27-14:33 Uhr	65/37 -	262,5 °C
22-12-16_Verzug_275_D1x Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 14:35-14:35 Uhr	145/25 -	275 °C
22-12-16_Verzug_2375_E1x Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 15:45-15:43 Uhr	165/37 -	237,5 °C
22-12-16_Verzug_225_C1x Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 16:50-16:50 Uhr	125/49 C18, defekt nach ablösen	225 °C
Vorkonditionierung aller Proben bei 40 °C und 55 % Luftfeuchtigkeit Beschleunigte Konditionierung nach DIN EN ISO 1110 (73 °C und 62 % Luftfeuchtigkeit) Konditionierung aller Proben vor Prüfung 23 °C und 50 % Luftfeuchtigkeit			

Tabelle A.54: Dritte Versuchsreihe Verzug

Versuchsreihe Raft	Datum Zeit	Position Y/X Kommentar	Temperatur
23-01-10_Verzug_2375_E2x Raft_Dummy_Verzug+_23-01-09	10.01.2023 13:01-14:04 Uhr	45/25 -	237,5 °C
23-01-10_Verzug_250_1_L2x Raft_Dummy_Verzug+_23-01-09	10.01.2023 14:08-14:15 Uhr	45/385 -	250 °C
23-01-10_Verzug_250_1_K2x Raft_Dummy_Verzug+_23-01-09	10.01.2023 14:15-14:22 Uhr	25/13 -	250 °C
23-01-10_Verzug_250_1_I2x Raft_Dummy_Verzug+_23-01-09	10.01.2023 14:22-14:30 Uhr	65/397 -	250 °C
23-01-10_Verzug_250_1_J2x Raft_Dummy_Verzug+_23-01-09	10.01.2023 14:31-14:38 Uhr	25/373 -	250 °C
23-01-10_Verzug_250_B2x Raft_Dummy_Verzug+_23-01-09	10.01.2023 14:39-15:40 Uhr	65/37 -	250 °C
23-01-10_Verzug_2625_A2x Raft_Dummy_Verzug+_23-01-09	10.01.2023 15:45-16:47 Uhr	145/25 -	262,5 °C
23-01-10_Verzug_275_D2x Raft_Dummy_Verzug+_23-01-09	10.01.2023 16:50-17:49 Uhr	125/49 -	275 °C
23-01-10_Verzug_225_C2x Raft_Dummy_Verzug+_23-01-09	10.01.2023 17:55-18:57 Uhr	165/37 -	225 °C
23-01-10_Verzug_250_2_G2x Raft_Dummy_Verzug+_23-01-09	10.01.2023 18:58-19:14 Uhr	25/229 -	250 °C
23-01-10_Verzug_250_2_H2x Raft_Dummy_Verzug+_23-01-09	10.01.2023 19:16-19:29 Uhr	25/301 -	250 °C
23-01-10_Verzug_250_5_F2x Raft_Dummy_Verzug+_23-01-09	10.01.2023 19:31-20:01 Uhr	25/49 leichte Ablösungen des Rafts	250 °C
Vorkonditionierung aller Proben bei 40 °C und 55 % Luftfeuchtigkeit Beschleunigte Konditionierung nach DIN EN ISO 1110 (73 °C und 62 % Luftfeuchtigkeit) Konditionierung aller Proben vor Prüfung 23 °C und 50 % Luftfeuchtigkeit			

Tabelle A.55: Versuchsreihen Festigkeit

Versuchsreihe Raft	Datum Zeit	Position Y/X Kommentar	Temperatur
22-12-16_Festigkeit_275_ZAxx Raft_Dummy_Verzug+_22-12-15	16.12.2022 20:25-12:55 Uhr	65/55 Raft von Verzugsreihe 2	275 °C
22-12-19_Festigkeit_250_ZBxx Raft_Dummy_Festigkeit_22-12-19	19.12.2022 15:30-07:45 Uhr	70/25 -	250 °C
22-12-20_Festigkeit_250_2_ZGxx Raft_Dummy_Festigkeit_22-12-19	20.12.2022 08:25-11:30 Uhr	35/37 -	250 °C
22-12-20_Festigkeit_250_2_ZHxx Raft_Dummy_Festigkeit_22-12-19	20.12.2022 11:40-14:45 Uhr	35/109 -	250 °C
22-12-20_Festigkeit_250_1_ZIxx Raft_Dummy_Festigkeit_22-12-19	20.12.2022 14:49-16:30 Uhr	35/361 -	250 °C
22-12-20_Festigkeit_250_1_ZJxx Raft_Dummy_Festigkeit_22-12-19	20.12.2022 16:32-18:00 Uhr	70/385 -	250 °C
22-12-20_Festigkeit_2375_ZCxx Raft_Dummy_Festigkeit_22-12-19	20.12.2022 18:18-10:30 Uhr	100/49 -	237,5 °C
22-12-21_Festigkeit_2625_ZDxx Raft_Dummy_Festigkeit_22-12-21	21.12.2022 17:10-09:30 Uhr	70/25 -	262,5 °C
22-12-21_Festigkeit_250_1_ZKxx Raft_Dummy_Festigkeit_22-12-21	22.12.2022 10:40-12:15 Uhr	25/43 -	250 °C
22-12-21_Festigkeit_250_1_ZLxx Raft_Dummy_Festigkeit_22-12-21	22.12.2022 12:17-13:47 Uhr	25/79 -	250 °C
22-12-21_Festigkeit_250_5_ZFxx Raft_Dummy_Festigkeit_22-12-21	21.12.2022 13:52-22:00 Uhr	25/115 -	250 °C
Vorkonditionierung aller Proben bei 40 °C und 55 % Luftfeuchtigkeit Beschleunigte Konditionierung nach DIN EN ISO 1110 (73 °C und 62 % Luftfeuchtigkeit) Konditionierung aller Proben vor Prüfung 23 °C und 50 % Luftfeuchtigkeit			

Tabelle A.56: Versuchsreihen Festigkeit liegend

<i>Versuchsreihe</i> Raft	Datum <i>Zeit</i>	Position Y/X Kommentar	<i>Temperatur</i>
23-01-09_Festigkeit_2625_ZMxx -	09.01.2023 15:05-17:40 Uhr	0/0 Problematik bei Proben 6-8	262,5 °C
23-01-12_Festigkeit_250_ZNxx -	12.01.2023 12:10-14:42 Uhr	0/0 -	250 °C
23-01-13_Festigkeit_275_ZOxx -	13.01.2023 10:30-13:05 Uhr	0/0 -	275 °C
23-01-13_Festigkeit_2375_ZPxx -	13.01.2023 13:55-16:25 Uhr	0/0 -	237,5 °C
Vorkonditionierung aller Proben bei 40 °C und 55 % Luftfeuchtigkeit Beschleunigte Konditionierung nach DIN EN ISO 1110 (73 °C und 62 % Luftfeuchtigkeit) Konditionierung aller Proben vor Prüfung 23 °C und 50 % Luftfeuchtigkeit			

A.2 Anhang: Versuchsergebnisse

Tabelle A.57: Ergebnisse: Verzug, Teil 1/2

Probe [Bez.]	Drucktemperatur [°C]	Laserleistung [mW]	Kühlung [bar]	Verzug [mm]
A01	262,5	0	0,4	0,299
A02	262,5	0	0,2	0,342
A03	262,5	1000	0,2	0,379
A04	262,5	2000	0,4	0,365
A05	262,5	2000	0,2	0,414
A06	262,5	2000	0	0,614
A07	262,5	0	0	0,527
A08	262,5	1000	0	0,546
A09	262,5	1000	0,4	0,385
B01	250	1000	0,4	0,472
B02	250	0	0	0,492
B03	250	2000	0,4	0,382
B04	250	0	0,4	0,255
B05	250	1000	0,2	0,350
B06	250	1000	0	0,491
B07	250	2000	0	0,550
B08	250	2000	0,2	0,458
B09	250	0	0,2	0,320
C01	225	0	0,4	0,194
C02	225	1000	0,2	0,203
C03	225	2000	0,4	0,241
C04	225	2000	0,2	0,234
C05	225	1000	0	0,310
C06	225	0	0	0,302
C07	225	2000	0	0,367
C08	225	1000	0,4	0,191
C09	225	0	0,2	0,175
D01	275	1000	0,2	0,491
D02	275	2000	0,2	0,490
D03	275	0	0	0,587
D04	275	1000	0,4	0,421
D05	275	1000	0	0,597
D06	275	2000	0	0,620
D07	275	2000	0,4	0,393
D08	275	0	0,4	0,364
D09	275	0	0,2	0,390
E01	237,5	0	0,2	0,289
E02	237,5	2000	0	0,438
E03	237,5	1000	0,4	0,301
E04	237,5	2000	0,4	0,266
E05	237,5	0	0	0,408
E06	237,5	0	0,4	0,212
E07	237,5	1000	0	0,386
E08	237,5	2000	0,2	0,330
E09	237,5	1000	0,2	0,309
B11	250	2000	0	0,490
B12	250	0	0	0,477
B13	250	1000	0,4	0,303
B14	250	2000	0,4	0,303
B15	250	0	0,2	0,292
B16	250	0	0,4	0,224
B17	250	1000	0,2	0,281
B18	250	2000	0,2	0,359
B19	250	1000	0	0,518
A11	262,5	1000	0	0,540
A12	262,5	0	0,4	0,342
A13	262,5	0	0	0,542
A14	262,5	2000	0	0,549
A15	262,5	2000	0,2	0,434
A16	262,5	1000	0,4	0,341
A17	262,5	1000	0,2	0,355
A18	262,5	0	0,2	0,353
A19	262,5	2000	0,4	0,394
D11	275	0	0	0,581
D12	275	2000	0,2	0,456
D13	275	1000	0,4	0,406
D14	275	0	0,4	0,347
D15	275	2000	0,4	0,401
D16	275	2000	0	0,586
D17	275	0	0,2	0,418
D18	275	1000	0	0,567
D19	275	1000	0,2	0,442

Tabelle A.58: Ergebnisse: Verzug, Teil 2/2

Probe [Bez.]	Drucktemperatur [°C]	Laserleistung [mW]	Kühlung [bar]	Verzug [mm]
E11	237,5	0	0,4	0,241
E12	237,5	0	0	0,338
E13	237,5	1000	0,2	0,322
E14	237,5	2000	0,4	0,251
E15	237,5	1000	0	0,371
E16	237,5	2000	0	0,417
E17	237,5	1000	0,4	0,287
E18	237,5	0	0,2	0,219
E19	237,5	2000	0,2	0,294
C11	225	2000	0,4	0,175
C12	225	0	0,2	0,235
C13	225	1000	0	0,362
C14	225	1000	0,4	0,207
C15	225	0	0	0,364
C16	225	2000	0,2	0,421
C17	225	1000	0,2	0,268
C18	225	0	0,4	0,202
C19	225	2000	0	0,383
E21	237,5	0	0,4	0,124
E22	237,5	1000	0	0,348
E23	237,5	2000	0	0,406
E24	237,5	2000	0,2	0,234
E25	237,5	2000	0,4	0,219
E26	237,5	0	0	0,319
E27	237,5	0	0,2	0,204
E28	237,5	1000	0,2	0,194
E29	237,5	1000	0,4	0,152
B21	250	1000	0,2	0,364
B22	250	2000	0,4	0,412
B23	250	1000	0,4	0,313
B24	250	1000	0	0,511
B25	250	0	0,4	0,360
B26	250	0	0,2	0,322
B27	250	2000	0,2	0,391
B28	250	2000	0	0,501
B29	250	0	0	0,466
A21	262,5	1000	0	0,507
A22	262,5	2000	0,4	0,346
A23	262,5	1000	0,2	0,407
A24	262,5	2000	0	0,483
A25	262,5	1000	0,4	0,358
A26	262,5	2000	0,2	0,348
A27	262,5	0	0,4	0,255
A28	262,5	0	0,2	0,301
A29	262,5	0	0	0,489
D21	275	0	0,4	0,361
D22	275	2000	0,2	0,436
D23	275	1000	0,4	0,373
D24	275	0	0,2	0,350
D25	275	1000	0,2	0,403
D26	275	2000	0	0,527
D27	275	0	0	0,567
D28	275	2000	0,4	0,422
D29	275	1000	0	0,553
C21	225	1000	0,4	0,166
C22	225	0	0,4	0,061
C23	225	0	0	0,199
C24	225	2000	0,2	0,213
C25	225	0	0,2	0,113
C26	225	2000	0,4	0,171
C27	225	1000	0	0,202
C28	225	1000	0,2	0,163
C29	225	2000	0	0,307

Tabelle A.59: Ergebnisse: Verzug in Abhängigkeit der Probenanzahl

Probe [Bez.]	Drucktemperatur [°C]	Laserleistung [mW]	Kühlung [bar]	Anzahl [Stk.]	Verzug [mm]
B02	250	0	0	10	0,492
B05	250	1000	0,2	10	0,350
B06	250	1000	0	10	0,491
B09	250	0	0,2	10	0,320
F01	250	0	0,2	5	0,361
F02	250	1000	0	5	0,517
F03	250	1000	0,2	5	0,389
F04	250	0	0	5	0,466
G01	250	0	0,2	2	0,262
G02	250	1000	0	2	0,482
H01	250	0	0	2	0,455
H02	250	1000	0,2	2	0,351
I01	250	1000	0	1	0,481
J01	250	0	0	1	0,521
K01	250	1000	0,2	1	0,194
L01	250	0	0,2	1	0,191
B12	250	0	0	10	0,477
B15	250	0	0,2	10	0,292
B17	250	1000	0,2	10	0,281
B19	250	1000	0	10	0,518
I11	250	1000	0	1	0,508
K11	250	1000	0,2	1	0,238
L11	250	0	0,2	1	0,237
J11	250	0	0	1	0,529
F11	250	1000	0	5	0,510
F12	250	0	0	5	0,523
F13	250	0	0,2	5	0,267
F14	250	1000	0,2	5	0,259
H11	250	1000	0,2	2	0,326
H12	250	0	0	2	0,453
G11	250	1000	0	2	0,426
G12	250	0	0,2	2	0,247
L21	250	0	0,2	1	0,185
K21	250	1000	0,2	1	0,212
I21	250	1000	0	1	0,461
J21	250	0	0	1	0,477
B21	250	1000	0,2	10	0,364
B24	250	1000	0	10	0,511
B26	250	0	0,2	10	0,322
B29	250	0	0	10	0,466
G21	250	0	0	2	0,452
G22	250	1000	0	2	0,414
H21	250	0	0,2	2	0,220
H22	250	1000	0,2	2	0,240
F21	250	1000	0,2	5	0,281
F22	250	0	0,2	5	0,226
F23	250	1000	0	5	0,522
F24	250	0	0	5	0,408

Tabelle A.60: Ergebnisse: Festigkeit stehender Probekörper (ZY-Ausrichtung), Teil 1/2

Probe [Bez.]	Drucktemperatur [°C]	Laserleistung [mW]	Kühlung [bar]	Streckspannung [MPa]	Bruchdehnung [mm/mm]	E-Modul [MPa]
ZA11	275	0	0	36,08	0,115	1113,46
ZA12	275	1000	0,2	34,60	0,112	987,03
ZA13	275	0	0,2	34,23	0,092	814,22
ZA14	275	2000	0,2	36,08	0,144	1101,80
ZA15	275	1000	0	37,34	0,136	1006,61
ZA16	275	2000	0,4	35,51	0,091	1099,05
ZA17	275	0	0,4	33,18	0,077	1000,62
ZA18	275	2000	0	37,35	0,145	706,40
ZA19	275	1000	0,4	34,61	0,115	1122,73
ZA21	275	0	0	36,81	0,111	1065,39
ZA22	275	1000	0,2	35,57	0,092	1062,41
ZA23	275	0	0,2	34,71	0,076	928,11
ZA24	275	2000	0,2	36,81	0,147	1345,80
ZA25	275	1000	0	37,78	0,139	964,39
ZA26	275	2000	0,4	36,14	0,106	960,48
ZA27	275	0	0,4	33,79	0,096	972,47
ZA28	275	2000	0	37,42	0,138	635,36
ZA29	275	1000	0,4	35,11	0,099	1102,13
ZA31	275	0	0	35,69	0,089	989,41
ZA32	275	1000	0,2	35,47	0,101	1032,84
ZA33	275	0	0,2	35,00	0,099	783,66
ZA34	275	2000	0,2	36,58	0,154	1129,72
ZA35	275	1000	0	37,63	0,169	1037,83
ZA36	275	2000	0,4	35,78	0,125	952,93
ZA37	275	0	0,4	33,85	0,083	851,78
ZA38	275	2000	0	36,96	0,165	616,41
ZA39	275	1000	0,4	35,10	0,093	1087,29
ZA41	275	0	0	36,12	0,099	1019,25
ZA42	275	1000	0,2	34,98	0,120	1100,90
ZA43	275	0	0,2	34,07	0,076	850,32
ZA44	275	2000	0,2	36,43	0,128	1214,35
ZA45	275	1000	0	37,49	0,134	1120,84
ZA46	275	2000	0,4	34,60	0,088	848,91
ZA47	275	0	0,4	32,84	0,072	900,00
ZA48	275	2000	0	36,99	0,129	769,12
ZA49	275	1000	0,4	34,80	0,104	1010,30
ZB11	250	0	0	15,29	0,019	1036,25
ZB12	250	1000	0,4	33,18	0,073	1046,09
ZB13	250	0	0,4	22,99	0,035	950,88
ZB14	250	2000	0	37,24	0,142	1092,46
ZB15	250	1000	0,2	32,61	0,067	997,42
ZB16	250	2000	0,2	34,45	0,080	996,04
ZB17	250	0	0,2	19,29	0,029	932,97
ZB18	250	2000	0,4	33,72	0,066	1064,55
ZB19	250	1000	0	35,97	0,118	1151,39
ZB21	250	0	0	21,21	0,032	1070,21
ZB22	250	1000	0,4	32,39	0,063	1011,57
ZB23	250	0	0,4	20,90	0,030	999,67
ZB24	250	2000	0	36,96	0,092	1070,05
ZB25	250	1000	0,2	33,43	0,062	1011,46
ZB26	250	2000	0,2	35,07	0,083	1031,75
ZB27	250	0	0,2	17,25	0,022	960,27
ZB28	250	2000	0,4	33,77	0,056	1046,15
ZB29	250	1000	0	36,06	0,100	1097,95
ZB31	250	0	0	18,01	0,027	1070,05
ZB32	250	1000	0,4	31,76	0,061	984,55
ZB33	250	0	0,4	18,69	0,029	981,40
ZB34	250	2000	0	36,91	0,095	1101,85
ZB35	250	1000	0,2	32,98	0,070	1064,80
ZB36	250	2000	0,2	34,08	0,068	1055,19
ZB37	250	0	0,2	18,24	0,028	976,88
ZB38	250	2000	0,4	31,82	0,064	1022,78
ZB39	250	1000	0	36,68	0,113	1067,32
ZB41	250	0	0	20,07	0,029	1196,67
ZB42	250	1000	0,4	32,21	0,057	1202,28
ZB43	250	0	0,4	19,53	0,030	1136,30
ZB44	250	2000	0	37,46	0,101	1212,93
ZB45	250	1000	0,2	33,78	0,067	1081,30
ZB46	250	2000	0,2	33,57	0,066	1102,35
ZB47	250	0	0,2	19,59	0,031	1039,45
ZB48	250	2000	0,4	34,55	0,088	1081,07
ZB49	250	1000	0	36,62	0,103	1152,25

Tabelle A.61: Ergebnisse: Festigkeit stehender Probekörper (ZY-Ausrichtung), Teil 2/2

Probe [Bez.]	Drucktemperatur [°C]	Laserleistung [mW]	Kühlung [bar]	Streckspannung [MPa]	Bruchdehnung [mm/mm]	E-Modul [MPa]
ZC11	237,5	0	0,4	6,05	0,006	957,32
ZC12	237,5	2000	0	32,25	0,050	1124,13
ZC13	237,5	1000	0,4	18,33	0,026	940,73
ZC14	237,5	0	0	0,15	0,002	0,00
ZC15	237,5	1000	0	31,65	0,060	1100,36
ZC16	237,5	2000	0,4	26,64	0,041	1072,03
ZC17	237,5	2000	0,2	32,57	0,056	1067,56
ZC18	237,5	0	0,2	4,91	0,005	975,02
ZC19	237,5	1000	0,2	19,27	0,028	1018,41
ZC21	237,5	0	0,4	6,38	0,006	874,11
ZC22	237,5	2000	0	29,64	0,042	1082,87
ZC23	237,5	1000	0,4	15,19	0,018	1012,48
ZC24	237,5	0	0	8,02	0,009	1039,76
ZC25	237,5	1000	0	31,51	0,059	1034,66
ZC26	237,5	2000	0,4	25,94	0,037	990,14
ZC27	237,5	2000	0,2	31,47	0,051	1047,11
ZC28	237,5	0	0,2	5,46	0,005	1012,29
ZC29	237,5	1000	0,2	24,42	0,039	994,50
ZC31	237,5	0	0,4	5,99	0,006	877,60
ZC32	237,5	2000	0	31,88	0,057	1083,40
ZC33	237,5	1000	0,4	13,68	0,020	1027,18
ZC34	237,5	0	0	6,59	0,008	984,21
ZC35	237,5	1000	0	30,69	0,059	1073,19
ZC36	237,5	2000	0,4	22,13	0,033	1033,97
ZC37	237,5	2000	0,2	26,28	0,049	1031,15
ZC38	237,5	0	0,2	5,46	0,005	1010,84
ZC39	237,5	1000	0,2	18,73	0,030	969,71
ZC41	237,5	0	0,4	8,22	0,009	891,68
ZC42	237,5	2000	0	32,38	0,055	1145,37
ZC43	237,5	1000	0,4	17,01	0,030	1105,85
ZC44	237,5	0	0	5,09	0,005	1080,93
ZC45	237,5	1000	0	27,87	0,051	1120,46
ZC46	237,5	2000	0,4	25,60	0,039	1068,53
ZC47	237,5	2000	0,2	28,10	0,048	1139,85
ZC48	237,5	0	0,2	3,70	0,004	1007,77
ZC49	237,5	1000	0,2	22,39	0,038	978,84
ZD11	262,5	1000	0,4	27,58	0,042	979,78
ZD12	262,5	2000	0,4	34,01	0,068	1059,60
ZD13	262,5	0	0,4	31,98	0,061	932,71
ZD14	262,5	2000	0,2	34,67	0,079	1019,28
ZD15	262,5	1000	0	34,51	0,069	998,28
ZD16	262,5	2000	0	36,23	0,130	1065,37
ZD17	262,5	0	0	30,39	0,048	937,29
ZD18	262,5	1000	0,2	33,44	0,092	1064,37
ZD19	262,5	0	0,2	28,31	0,045	981,01
ZD21	262,5	1000	0,4	28,41	0,043	1008,71
ZD22	262,5	2000	0,4	33,99	0,069	1030,20
ZD23	262,5	0	0,4	27,54	0,043	924,55
ZD24	262,5	2000	0,2	34,61	0,082	988,38
ZD25	262,5	1000	0	34,62	0,066	1068,60
ZD26	262,5	2000	0	36,71	0,108	1069,04
ZD27	262,5	0	0	34,64	0,089	1100,47
ZD28	262,5	1000	0,2	33,95	0,104	1177,55
ZD29	262,5	0	0,2	32,21	0,072	1013,03
ZD31	262,5	1000	0,4	20,32	0,030	956,51
ZD32	262,5	2000	0,4	30,22	0,051	1147,75
ZD33	262,5	0	0,4	32,38	0,065	950,66
ZD34	262,5	2000	0,2	35,26	0,081	1050,83
ZD35	262,5	1000	0	35,35	0,073	1026,60
ZD36	262,5	2000	0	37,07	0,102	1167,28
ZD37	262,5	0	0	34,75	0,088	970,86
ZD38	262,5	1000	0,2	34,58	0,101	1011,51
ZD39	262,5	0	0,2	33,49	0,079	1095,12
ZD41	262,5	1000	0,4	27,81	0,043	1074,02
ZD42	262,5	2000	0,4	30,45	0,050	1180,21
ZD43	262,5	0	0,4	27,13	0,044	1078,94
ZD44	262,5	2000	0,2	34,79	0,084	1080,08
ZD45	262,5	1000	0	34,15	0,069	1075,38
ZD46	262,5	2000	0	36,82	0,126	1182,46
ZD47	262,5	0	0	33,17	0,068	1075,28
ZD48	262,5	1000	0,2	34,12	0,094	1121,88
ZD49	262,5	0	0,2	30,08	0,054	1056,65

Tabelle A.62: Ergebnisse: Festigkeit liegender Probekörper (YZ- und YX-Ausrichtung)

Probe [Bez.]	Drucktemperatur [°C]	Laserleistung [mW]	Kühlung [bar]	Orientierung [-]	Streckspannung [MPa]	Bruchdehnung [mm/mm]	E-Modul [MPa]
ZA51	275	0	0	YZ	37,79	1,558	1093,14
ZA52	275	1000	0,2	YZ	37,05	1,669	1098,62
ZA53	275	0	0,2	YZ	36,51	1,041	985,39
ZA54	275	2000	0,2	YZ	37,27	1,096	1004,25
ZA55	275	1000	0	YZ	38,44	0,584	1048,75
ZA56	275	2000	0,4	YZ	36,63	1,058	980,36
ZA57	275	0	0,4	YZ	35,28	0,786	945,77
ZA58	275	2000	0	YZ	38,40	1,039	1053,36
ZA59	275	1000	0,4	YZ	36,11	1,500	956,75
ZB51	250	0	0	YZ	37,56	1,575	1053,02
ZB52	250	1000	0,4	YZ	35,84	1,404	938,09
ZB53	250	0	0,4	YZ	35,38	1,708	924,68
ZB54	250	2000	0	YZ	37,88	1,038	999,93
ZB55	250	1000	0,2	YZ	35,99	1,545	943,34
ZB56	250	2000	0,2	YZ	36,75	1,722	999,41
ZB57	250	0	0,2	YZ	35,89	1,730	990,27
ZB58	250	2000	0,4	YZ	35,91	1,490	1013,02
ZB59	250	1000	0	YZ	37,61	1,501	1017,49
ZC51	237,5	0	0,4	YZ	34,75	1,063	894,28
ZC52	237,5	2000	0	YZ	37,59	0,392	963,32
ZC53	237,5	1000	0,4	YZ	35,05	1,357	983,66
ZC54	237,5	0	0	YZ	35,24	1,360	932,96
ZC55	237,5	1000	0	YZ	37,70	1,497	1017,02
ZC56	237,5	2000	0,4	YZ	36,00	1,204	934,53
ZC57	237,5	2000	0,2	YZ	36,02	1,537	908,62
ZC58	237,5	0	0,2	YZ	34,75	1,033	942,66
ZC59	237,5	1000	0,2	YZ	35,61	1,620	971,57
ZD51	262,5	1000	0,4	YZ	35,87	1,673	945,03
ZD52	262,5	2000	0,4	YZ	36,39	1,236	969,67
ZD53	262,5	0	0,4	YZ	35,29	1,675	901,64
ZD54	262,5	2000	0,2	YZ	36,94	1,549	1042,51
ZD55	262,5	1000	0	YZ	38,06	1,100	1027,23
ZD56	262,5	2000	0	YZ	38,07	1,143	1054,88
ZD57	262,5	0	0	YZ	37,51	1,094	979,49
ZD58	262,5	1000	0,2	YZ	36,32	1,148	937,72
ZD59	262,5	0	0,2	YZ	35,83	1,619	944,56
ZM01	262,5	2000	0,4	YX	38,17	1,363	1135,70
ZM02	262,5	0	0,2	YX	37,51	0,474	1042,20
ZM03	262,5	0	0	YX	39,96	0,497	1258,82
ZM04	262,5	1000	0,4	YX	37,83	1,018	1126,75
ZM05	262,5	2000	0,2	YX	39,25	1,008	1150,94
ZM06	262,5	1000	0,2	YX	38,38	0,373	1110,30
ZM07	262,5	1000	0	YX	40,65	0,389	1208,27
ZM08	262,5	2000	0	YX	41,28	0,433	1319,79
ZM09	262,5	0	0,4	YX	37,96	0,295	1114,17
ZN01	250	2000	0,4	YX	38,46	1,577	1044,63
ZN02	250	0	0,4	YX	37,39	1,669	987,79
ZN03	250	0	0	YX	39,71	0,981	1184,70
ZN04	250	1000	0	YX	40,69	0,961	1198,04
ZN05	250	1000	0,2	YX	38,50	0,981	1049,42
ZN06	250	1000	0,4	YX	37,64	0,996	1016,86
ZN07	250	0	0,2	YX	37,84	1,581	1066,17
ZN08	250	2000	0,2	YX	38,71	1,492	1054,23
ZN09	250	2000	0	YX	40,35	1,406	1162,94
ZO01	275	0	0,2	YX	38,48	1,501	1017,10
ZO02	275	2000	0	YX	41,18	0,906	1270,80
ZO03	275	2000	0,4	YX	38,88	1,011	1166,13
ZO04	275	1000	0	YX	40,81	1,013	1293,65
ZO05	275	2000	0,2	YX	39,31	0,995	1168,00
ZO06	275	0	0	YX	40,21	0,966	1171,67
ZO07	275	1000	0,4	YX	38,43	0,959	1093,94
ZO08	275	1000	0,2	YX	38,62	1,005	1061,69
ZO09	275	0	0,4	YX	37,60	0,519	1032,67
ZP01	237,5	0	0,4	YX	35,08	0,939	994,93
ZP02	237,5	2000	0,2	YX	37,31	1,419	986,74
ZP03	237,5	2000	0,4	YX	37,96	0,374	1061,20
ZP04	237,5	1000	0,4	YX	37,36	0,996	1055,85
ZP05	237,5	2000	0	YX	40,34	0,328	1186,33
ZP06	237,5	1000	0,2	YX	38,21	0,904	1133,44
ZP07	237,5	0	0,2	YX	37,18	1,408	1034,00
ZP08	237,5	1000	0	YX	39,23	1,398	1140,48
ZP09	237,5	0	0	YX	39,53	0,447	1076,85

Tabelle A.63: Ergebnisse: Festigkeit in Abhängigkeit der Probenanzahl

Probe [Bez.]	Drucktemperatur [°C]	Laserleistung [mW]	Kühlung [bar]	Anzahl [Stk.]	Streckspannung [MPa]
ZB11	250	0	0	10	15,29
ZB15	250	1000	0,2	10	32,61
ZB17	250	0	0,2	10	19,29
ZB19	250	1000	0	10	35,97
ZB21	250	0	0	10	21,21
ZB25	250	1000	0,2	10	33,43
ZB27	250	0	0,2	10	17,25
ZB29	250	1000	0	10	36,06
ZB31	250	0	0	10	18,01
ZB35	250	1000	0,2	10	32,98
ZB37	250	0	0,2	10	18,24
ZB39	250	1000	0	10	36,68
ZB41	250	0	0	10	20,07
ZB45	250	1000	0,2	10	33,78
ZB47	250	0	0,2	10	19,59
ZB49	250	1000	0	10	36,62
ZG11	250	1000	0,2	2	36,01
ZG12	250	0	0,2	2	32,25
ZG21	250	1000	0,2	2	34,62
ZG22	250	0	0,2	2	32,89
ZG31	250	1000	0,2	2	35,98
ZG32	250	0	0,2	2	31,77
ZG41	250	1000	0,2	2	35,29
ZG42	250	0	0,2	2	26,75
ZH11	250	1000	0	2	38,59
ZH12	250	0	0	2	37,25
ZH21	250	1000	0	2	38,55
ZH22	250	0	0	2	38,08
ZH31	250	1000	0	2	39,14
ZH32	250	0	0	2	38,09
ZH41	250	1000	0	2	38,48
ZH42	250	0	0	2	38,00
ZI11	250	1000	0,2	1	35,38
ZI21	250	1000	0,2	1	34,92
ZI31	250	1000	0,2	1	30,51
ZI41	250	1000	0,2	1	35,88
ZJ11	250	0	0	1	40,82
ZJ21	250	0	0	1	41,16
ZJ31	250	0	0	1	41,09
ZJ41	250	0	0	1	41,23
ZK11	250	1000	0	1	41,45
ZK21	250	1000	0	1	42,30
ZK31	250	1000	0	1	41,95
ZK41	250	1000	0	1	40,72
ZL11	250	0	0,2	1	30,54
ZL21	250	0	0,2	1	31,38
ZL31	250	0	0,2	1	27,89
ZL41	250	0	0,2	1	31,53
ZF11	250	0	0	5	22,51
ZF12	250	1000	0,2	5	31,10
ZF13	250	0	0,2	5	22,32
ZF14	250	1000	0	5	34,45
ZF21	250	0	0	5	21,86
ZF22	250	1000	0,2	5	27,02
ZF23	250	0	0,2	5	18,87
ZF24	250	1000	0	5	34,61
ZF31	250	0	0	5	25,22
ZF32	250	1000	0,2	5	31,10
ZF33	250	0	0,2	5	23,26
ZF34	250	1000	0	5	34,11
ZF41	250	0	0	5	20,69
ZF42	250	1000	0,2	5	30,00
ZF43	250	0	0,2	5	25,83
ZF44	250	1000	0	5	34,57

Tabelle A.64: Ergebnisse: Festigkeit der Vergleichsproben (SLS-Verfahren)

Probe [Bez.]	Streckdehnung [MPa]	Bruchdehnung [mm/mm]	E-Modul [MPa]
YX1	42,71	0,229	1536,32
YZ1	41,96	0,163	1376,73
ZY1	34,17	0,064	1384,99
YX2	42,66	0,211	1480,33
YZ2	42,90	0,252	1285,14
ZY2	40,58	0,109	1215,40
YX3	42,99	0,227	1373,22
YZ3	42,65	0,217	1272,45
ZY3	34,66	0,054	1324,43
YX4	42,81	0,203	1387,50
YZ4	42,74	0,217	1291,13
ZY4	39,13	0,091	1331,28
YX5	42,76	0,214	1357,81
YZ5	41,99	0,188	1270,44
ZY5	36,71	0,066	1256,16
YX6	43,07	0,206	1475,01
YZ6	42,23	0,195	1369,31
ZY6	34,46	0,059	1370,98
YX7	42,31	0,210	1436,09
YZ7	41,64	0,203	1379,55
ZY7	38,63	0,097	1312,48

A.3 Anhang: Versuchsauswertung

A.3.1 Auswertung des Bauteilverzugs

Auswertung des Hauptversuchsplans

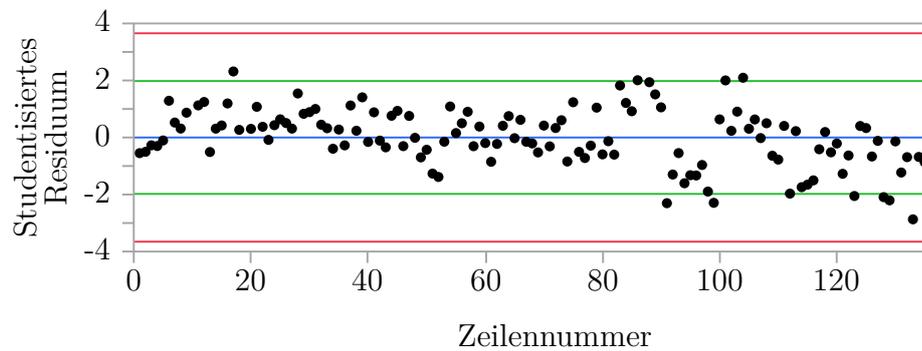


Abbildung A.2: Studentisierte Residuen des Verzugsmodells ohne Blockbildung

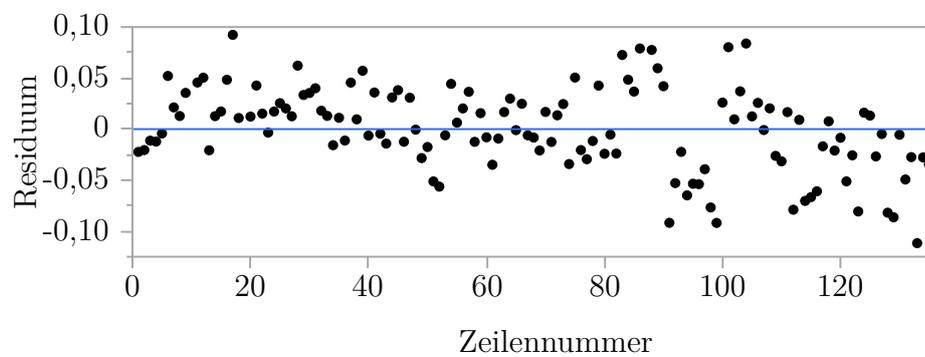


Abbildung A.3: Residuen in Versuchsreihenfolge des gewählten Verzugsmodells ohne Blockbildung

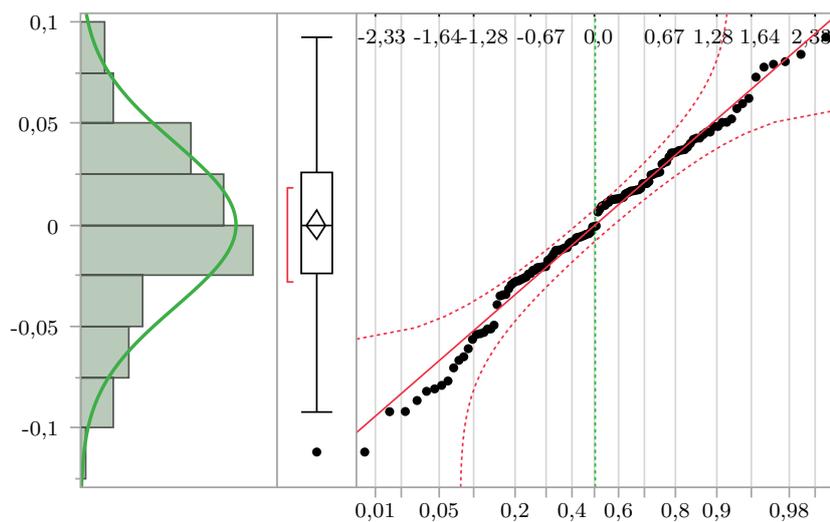
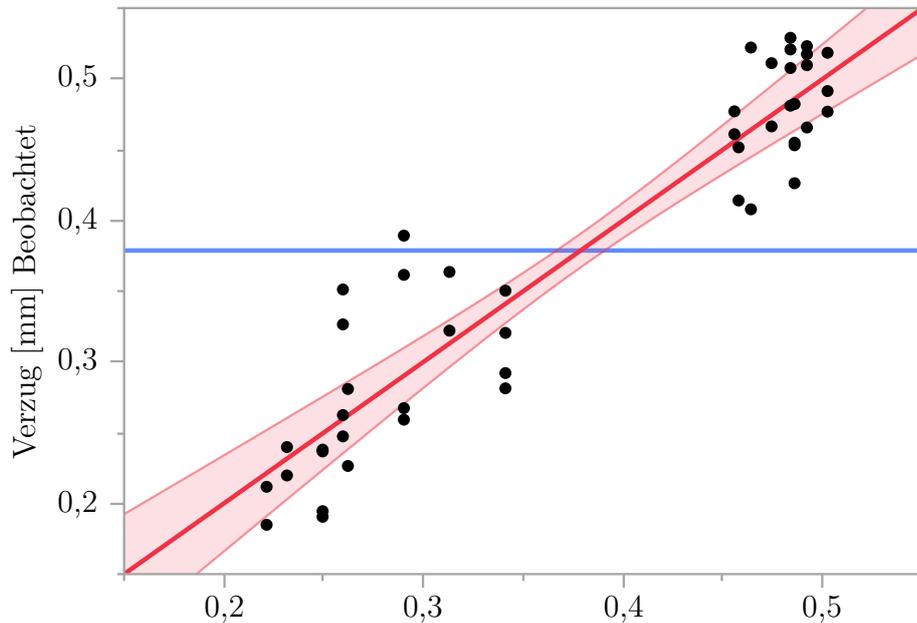


Abbildung A.4: Normalverteilung der Residuen des gewählten Modells ohne Blockbildung (Shapiro-Wilk-Test: 0,245)

Einflussgröße Probenanzahl



Verzug [mm] Vorhergesagt RMSE=0,041 $r^2 = 0,88$ P-Wert= $<,0001$

Abbildung A.5: Modellvorhersage des Verzugs mit dem Einflussfaktor Anzahl unter Berücksichtigung der Blockbildung

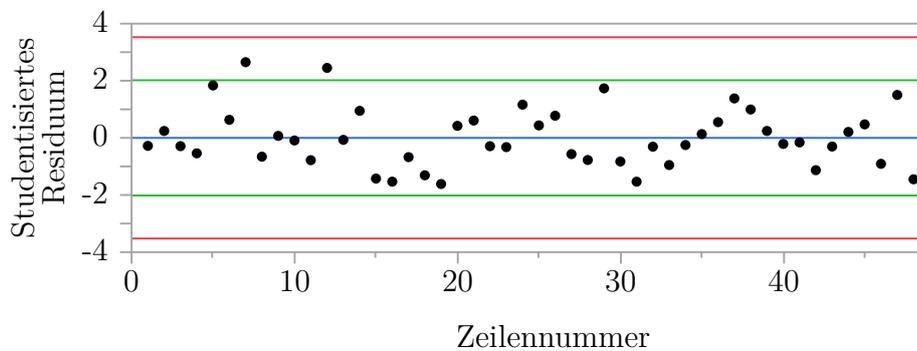


Abbildung A.6: Studentisierte Residuen des gewählten Verzugsmodells (Anzahl) unter Berücksichtigung der Blockbildung

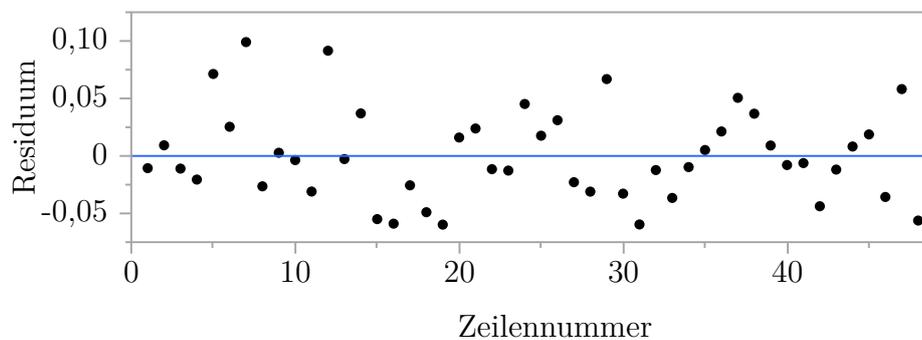


Abbildung A.7: Residuen in Versuchsreihenfolge des Verzugsmodells (Anzahl) unter Berücksichtigung der Blockbildung

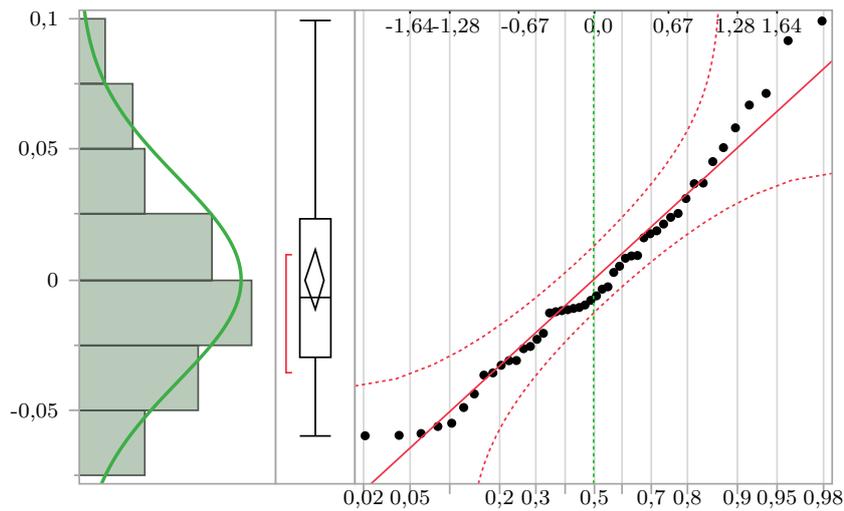


Abbildung A.8: Normalverteilung der Residuen des Modells (Anzahl) unter Berücksichtigung der Blockbildung (Shapiro-Wilk-Test: 0,138)

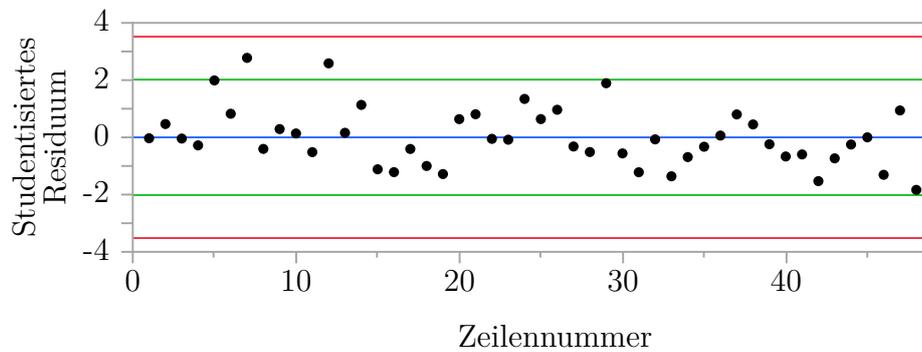


Abbildung A.9: Studentisierte Residuen des gewählten Verzugsmodells (Anzahl) ohne Blockbildung

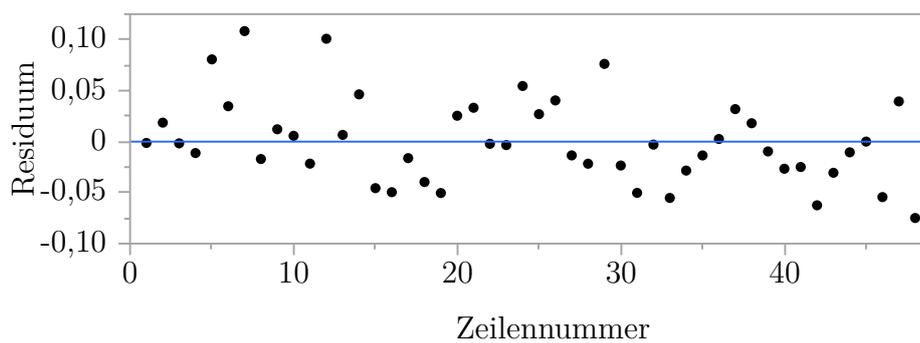


Abbildung A.10: Residuen in Versuchsreihenfolge des gewählten Verzugsmodells (Anzahl) ohne Blockbildung

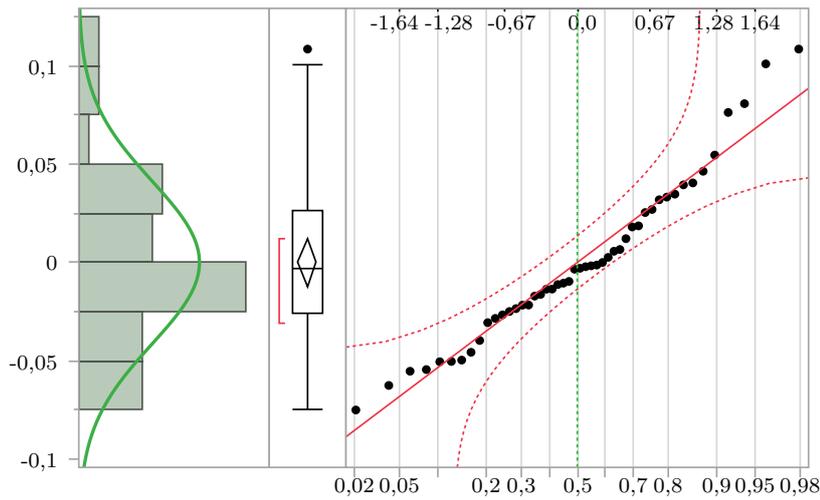


Abbildung A.11: Normalverteilung der Residuen des gewählten Modells ohne Blockbildung (Shapiro-Wilk-Test: 0,131)

A.3.2 Auswertung der Bauteilfestigkeit

Festigkeit in ZY-Ausrichtung (stehend)

Term	Schätzer	t-Wert	Wahrsch. > t
Drucktemp. [°C]	0,4145297	22,39	<,0001*
Laserleistung [mW]	0,0053055	16,76	<,0001*
(Drucktemp. [°C]-256,381)*(Laserleistung [mW]-1006,99)	-0,000299	-13,14	<,0001*
(Drucktemp. [°C]-256,381)*(Drucktemp. [°C]-256,381)	-0,011258	-6,82	<,0001*
Kühlung [bar]	-10,62988	-6,72	<,0001*
(Laserleistung [mW]-1006,99)*(Laserleistung [mW]-1006,99)	-2,712e-6	-4,96	<,0001*

Abbildung A.12: Modellterme des ersten Festigkeitsmodells stehender Probekörper

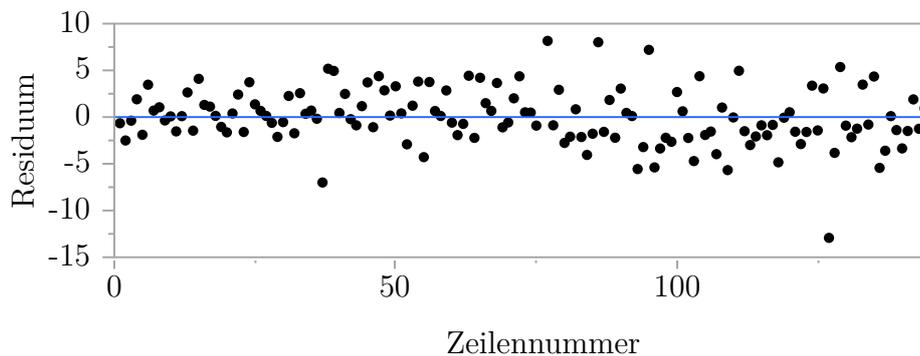


Abbildung A.13: Residuen nach Versuchsreihenfolge des ersten Modells

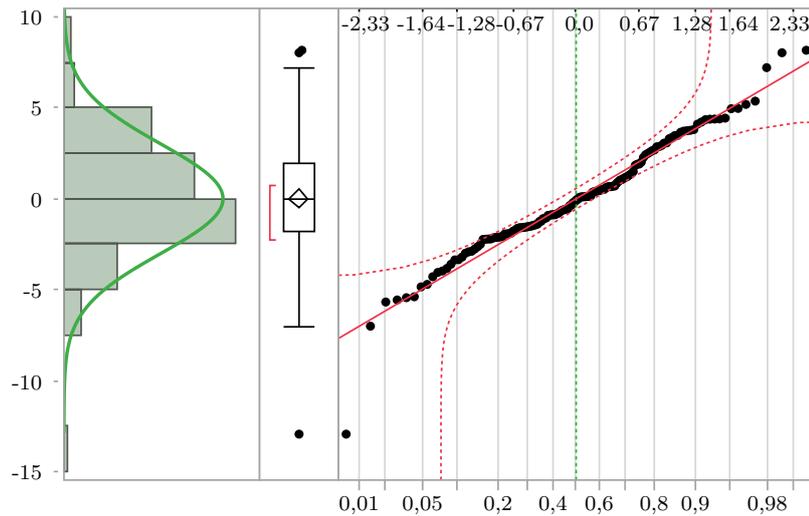


Abbildung A.14: Keine Normalverteilung der Residuen des ersten Modells (Shapiro-Wilk-Test: 0,006)

Festigkeit in YX- und YZ-Ausrichtung

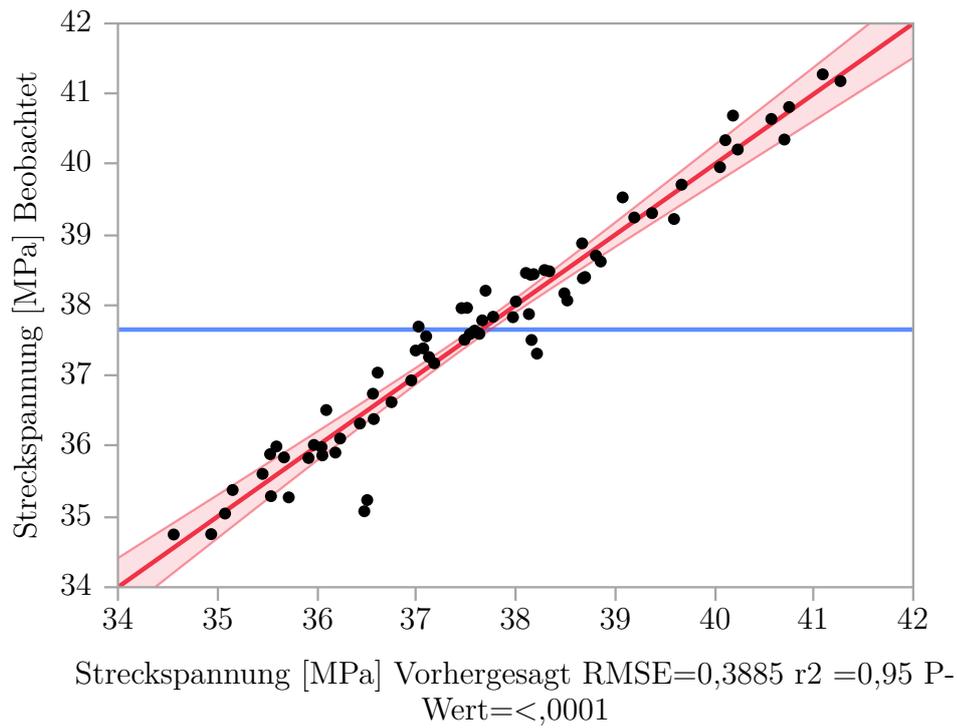


Abbildung A.15: Erste Modellanpassung der Streckspannung liegend gefertigter Proben (YX- und YZ-Ausrichtung) mit Ausreißern

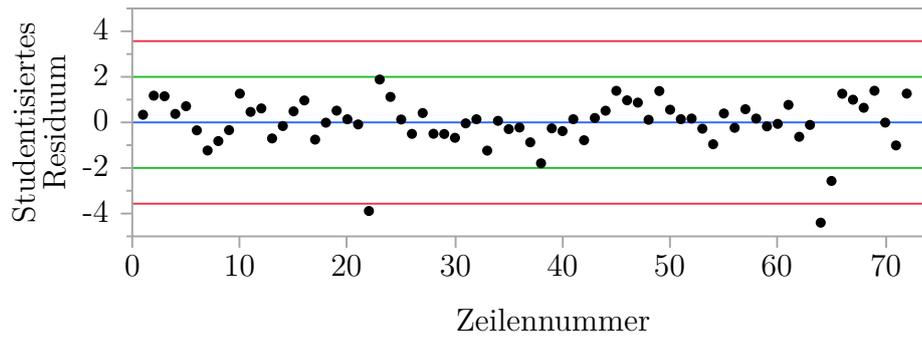


Abbildung A.16: Studentisierte Residuen des ersten Modells mit erkennbaren Ausreißern

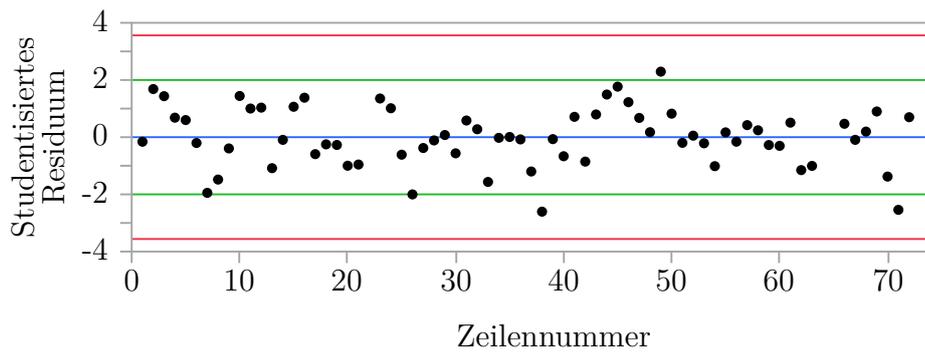


Abbildung A.17: Studentisierte Residuen des zweiten Modells

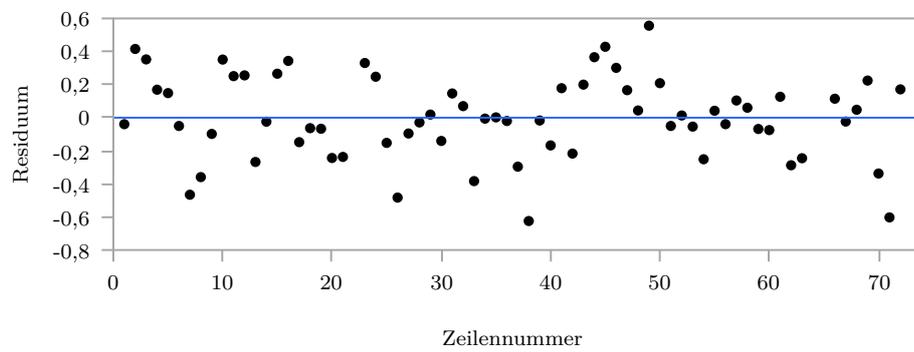


Abbildung A.18: Residuen nach Versuchsreihenfolge des zweiten Modells

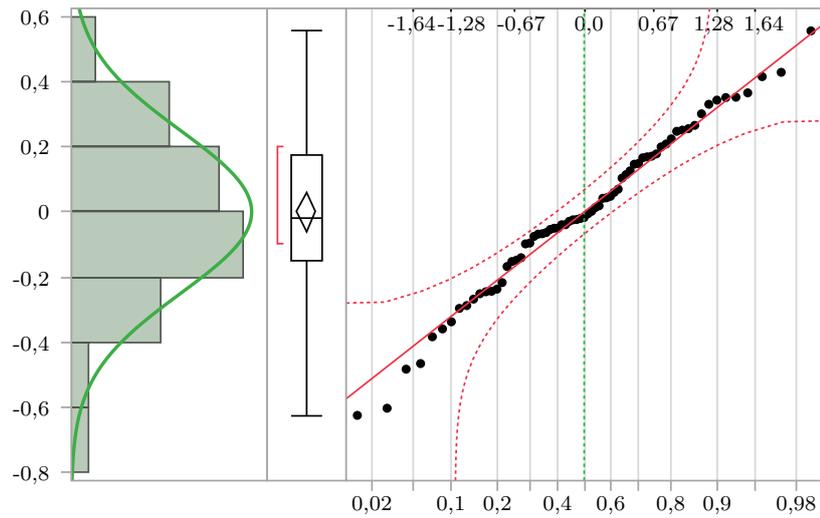


Abbildung A.19: Normalverteilung der Residuen des zweiten Modells (Shapiro-Wilk-Test: 0,729)

Festigkeit in Abhängigkeit der Probenanzahl

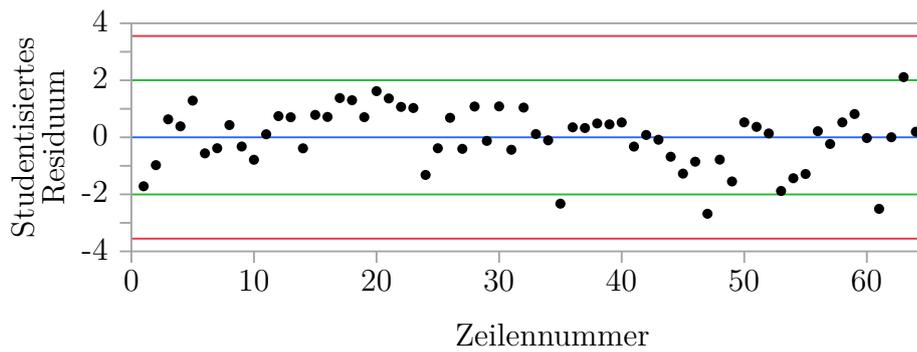


Abbildung A.20: Studentisierte Residuen

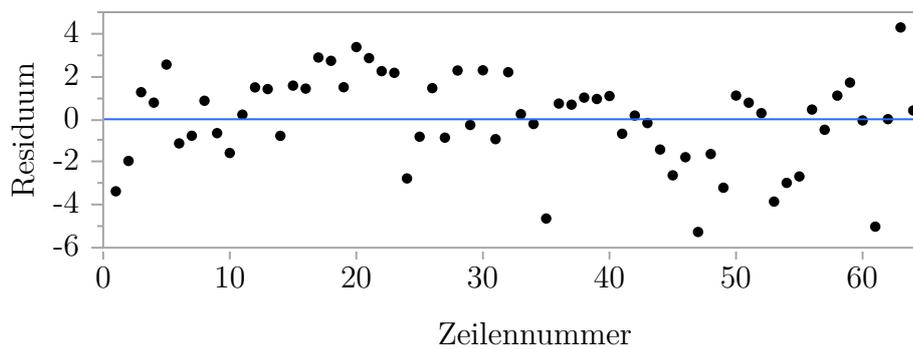


Abbildung A.21: Residuen nach Versuchsreihenfolge

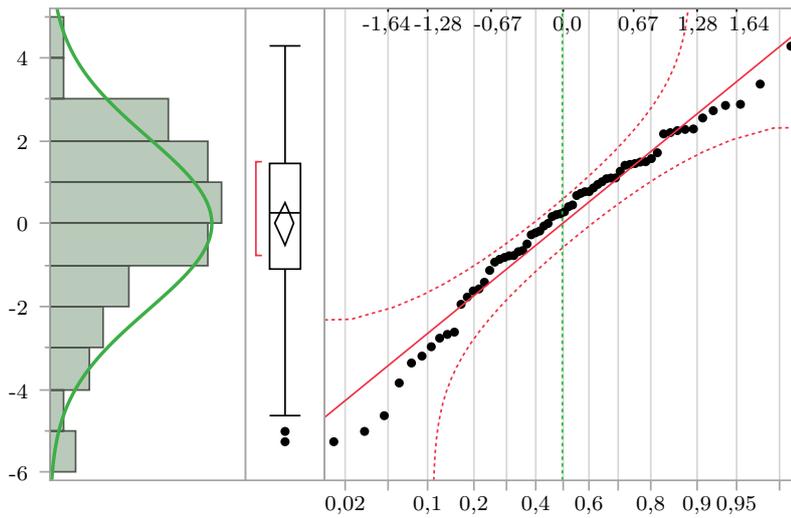


Abbildung A.22: Normalverteilung der Residuen (Shapiro-Wilk-Test: 0,117)

A.3.3 Steifigkeit und Bruchverhalten der Probekörper

Proben in ZY-Ausrichtung

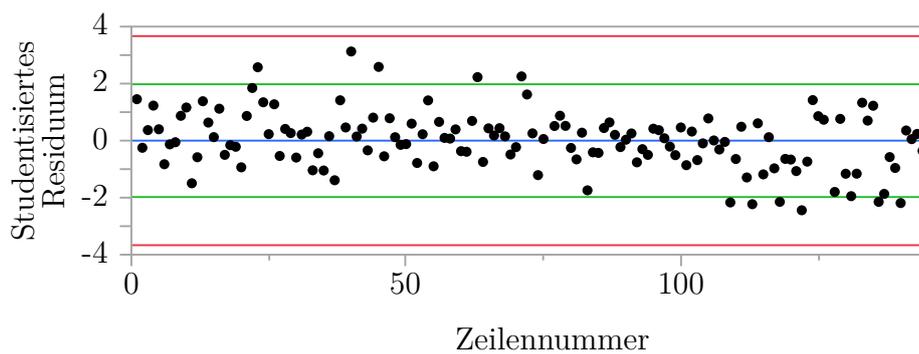


Abbildung A.23: Studentisierte Residuen

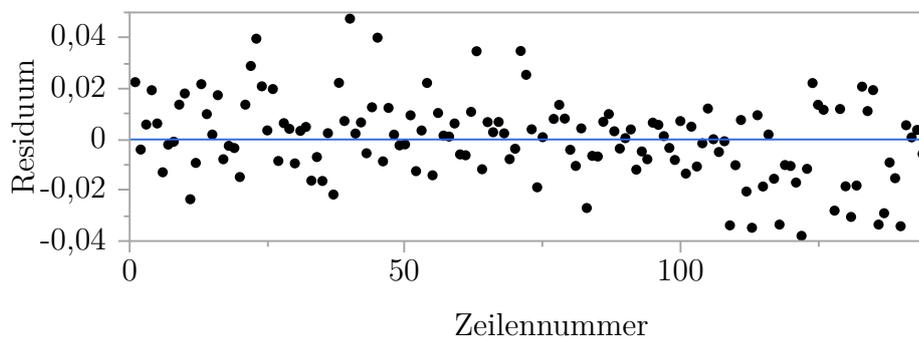


Abbildung A.24: Residuen nach Versuchsreihenfolge

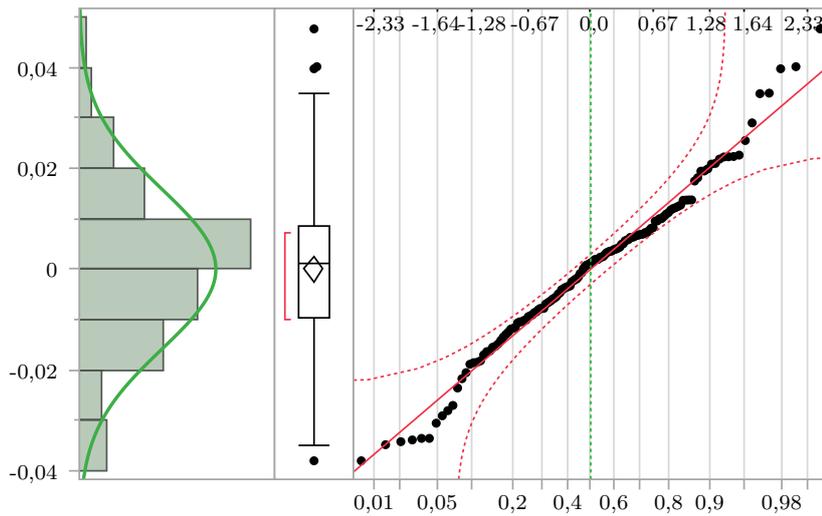


Abbildung A.25: Normalverteilung der Residuen (Shapiro-Wilk-Test: 0,159)

Proben in YX- und YZ-Ausrichtung

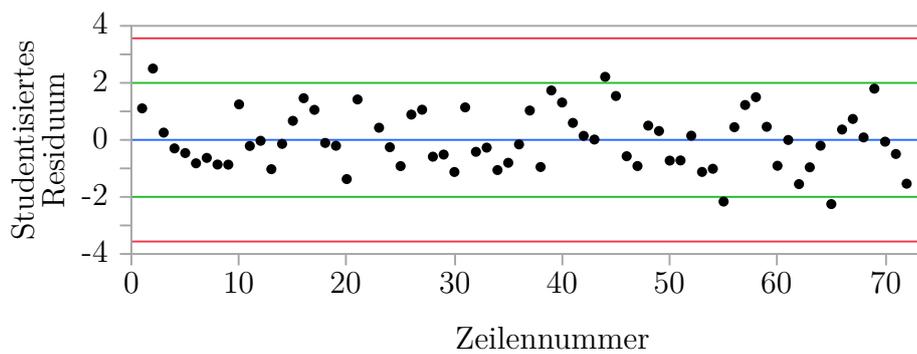


Abbildung A.26: Studentisierte Residuen

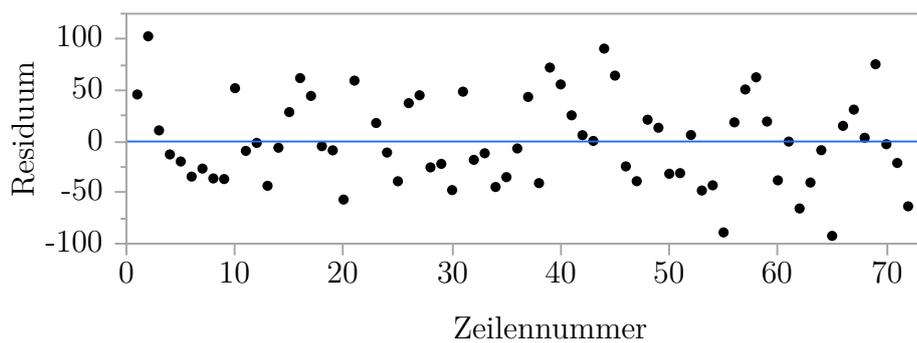


Abbildung A.27: Residuen nach Versuchsreihenfolge

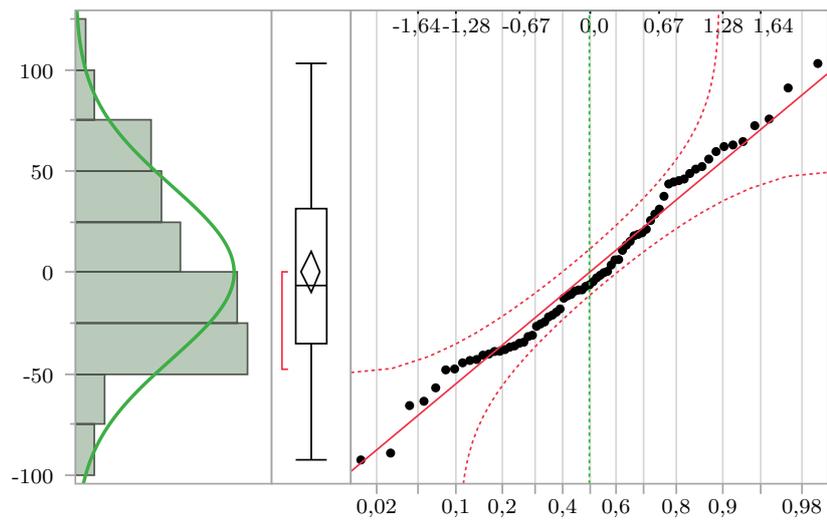


Abbildung A.28: Normalverteilung der Residuen (Shapiro-Wilk-Test: 0,341)