

**Untersuchung der intra- und interlaminaren mechanischen Eigenschaften
von faserverstärkten und flammgeschützten Polyamiden
im Kontext der extrusionsbasierten Additiven Fertigung**

Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften, Abteilung Maschinenbau und Verfahrenstechnik

der

Universität Duisburg-Essen

zur Erlangung des akademischen Grades

eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

Dr.-Ing.

genehmigte Dissertation

von

Cornelius Kühn (M.Sc.)

aus

Kempton (Allgäu)

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Gerd Witt
Prof. Dr.-Ing. Dietmar Drummer

Tag der mündlichen Prüfung: 04.03.2021

I. VORWORT & DANKSAGUNG

Diese Dissertation wurde in enger Kooperation und Zusammenarbeit der Universität Duisburg-Essen mit der Siemens AG Erlangen im unternehmerischen Kontext als Essenz der Ergebnisse des vom Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) geförderten „FLATISA (FLammgeschützte, T_{emperatur}beständige Thermoplaste für den I_{ndustriellen} S_{erieneinsatz} von A_{dditiven} Fertigungsverfahren)“-Projektes [1, S. 40-41] zwischen Mai 2017 und März 2021 verfasst.

Insbesondere danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Gerd Witt für die persönliche und fachliche Betreuung meiner Forschungsarbeit. Diese lehrreiche sowie denkwürdige Zeit war stets von einer zugänglichen, vertrauensvollen und unterstützenden Atmosphäre geprägt, in der ich symbiotisch meine wissenschaftliche Befähigung vertiefen und mein persönliches Entwicklungspotenzial entfalten konnte.

Ich bedanke mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Dietmar Drummer, der mich bereits in meinem Grundstudium an der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg für das Themenfeld der Additiven Fertigung begeistert hat. Für seine Expertise als Zweitgutachter bin ich ihm für seine wertvollen, konstruktiven und hilfreichen Hinweise sehr dankbar. Herrn Prof. Dr.-Ing. Rüdiger Deike danke ich für seine Mitwirkung als Beisitzer meiner Disputation und in der Rolle als Vorsitzender der Prüfungskommission. Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Reinhard Schiffers bedanke ich mich ebenfalls für seinen Beitrag zur Disputation.

Außerdem bedanke ich mich sehr herzlich bei allen ehemaligen und aktuellen Angehörigen des Lehrstuhls für Fertigungstechnik der Universität Duisburg-Essen sowohl für die organisatorischen Hilfestellungen als auch für die kollegiale Zusammenarbeit und den fachlichen Austausch, der mich im Rahmen von Seminaren, Konferenzen und Tagungen immer wieder neu zur wissenschaftlichen Reflexion angeregt hat und damit maßgeblich zum Erfolg dieser Forschungsarbeit beigetragen hat.

Mein Dank gilt außerdem der Siemens AG, die neben dem finanziellen Rahmen dieser Forschungsarbeit auch Labore, das Extrusionstechnikum und Freiräume zur schriftlichen Ausarbeitung zur Verfügung gestellt hat. Namentlich danke ich vor allem meinem ehemaligen Abteilungsleiter Herrn Dr. Dieter Heini sowie meinen Mentoren Herrn Dr. Heinrich Zeininger und Herrn Manfred Ochsenkühn für ihre enorme Unterstützung und Hilfestellung. Auch allen anderen Kolleginnen und Kollegen, Auszubildenden und (Werk-)Studierenden danke ich herzlich für ihre Mitarbeit, den fachlichen Austausch sowie ihre volle Unterstützung. Ich bedanke mich außerdem beim Bayerischen Laserzentrum (blz), dem Lehrstuhl für Photonische Technologien (LPT) der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg sowie der Technischen Hochschule Nürnberg Georg Simon Ohm für ihre Kooperationsbereitschaft in Form ihrer fachlichen sowie messtechnischen Expertise. Danken möchte ich außerdem dem BMBF sowie den Kooperationspartnern, durch die das FLATISA-Projekt basierend auf der kollaborativen Arbeitsweise zum Erfolg geführt werden konnte.

Meiner Familie und meinen Freunden danke ich für ihre jahrlange Geduld, Unterstützung und Ermutigung. Abschließend danke ich meiner liebevollen Ehefrau Nicole für den von ihr ermöglichten Freiraum zur Erstellung dieser Arbeit, ihre Geduld, ihre motivierenden Worte und ihren uneingeschränkten Rückhalt, ohne den diese Arbeit nicht möglich gewesen wäre.

II. ZUSAMMENFASSUNG

Die Additive Fertigung hat sich ausgehend von einem Prototyping Verfahren hin zu einem serienfähigen Fertigungsverfahren entwickelt, das von der Automobilbranche bis hin zur Luftfahrtindustrie vielfältige Geschäftsfelder bedient. Im Gegensatz zu den subtraktiven Verfahren wird die Bauteilgeometrie bei der additiven Fertigung durch das geometrisch definierte Auf- und Aneinanderfügen von einzelnen Volumenelementen aus der gasförmigen, flüssigen oder festen Phase hergestellt. Das metallische oder polymere Ausgangsmaterial liegt dabei größtenteils in flüssiger, pulverförmiger oder strangförmiger Form vor und wird durch Energieeinwirkung vernetzt, versintert oder verschmolzen. Einerseits bietet die additive Fertigung aufgrund der werkzeuglosen Herstellung, den Möglichkeiten der Funktionsintegration, der Kundenindividualisierung, des Leichtbaupotenzials, der höheren Geometrie- und Designfreiheit sowie den von der Bauteilkomplexität und Stückzahl weitgehend unabhängigen Kosten viele Vorteile. Andererseits hindern bisher sehr hohe Materialkosten, unzureichende mechanische und flammwidrige Bauteileigenschaften mit ausgeprägter Abhängigkeit vom Fertigungsprozess, ein erhöhtes Anisotropieverhalten, fehlende Standardisierungs- und Zertifizierungsmodalitäten, hohe manuelle Aufwände und eine diskontinuierliche digitale Prozesskette die industrielle Durchsetzung und flächendeckende Implementierung dieser Technologie. Anhand der Materialextusion werden gemäß dem Stand der Technik die Potenziale gegenüber einem serienfähigen und industriellen Zielprozess aufgedeckt und quantifiziert. Als Reaktion auf die vergleichsweise niedrigen intra- und interlaminaren Bauteileigenschaften und den unzureichenden Flammenschutz werden basierend auf zertifizierten Standardgranulaten und konventionellen Faserhalbzeugen Filamente entwickelt und hergestellt, die aufgrund ihrer eingearbeiteten Kurz- oder Endlosfaserverstärkung die Bedürfnisse eines industriellen Einsatzzweckes erfüllen. Die Herstellung der Filamente auf Basis von Faserbündeln und Hybridgarnen erfolgt durch die Erweiterung und Modifikation einer Druckummantelungsanlage. Die Filamente werden mit Flammenschutzmitteln additiviert und bei einer Prüfkörperstärke von 1,0 mm nach UL-94 V0 qualifiziert, um auch den sicherheitskritischen Einsatz in der Bahnbranche zu ermöglichen. Für die Verarbeitung der Filamente wird auf der Grundlage industrieller Automatisierungskomponenten eine skalierbare 5-achsige Maschine konstruiert und aufgebaut, die ihre Prozess- und Bahndaten aus einer durchgängigen und digitalen Prozesskette bezieht. Die Entwicklung und Implementierung der integrierten CAx-Prozesskette mitsamt dem Postprozessor fußt auf den bewährten Möglichkeiten subtraktiver Technologien und wird für die Belange der Additiven Fertigung spezifisch programmiert. Anhand der Versuchs- und Messdaten von flammgeschützten und teils glasfaserverstärkten Polyamidprüfkörpern, die nach DIN EN ISO 527-2 Typ 1A hergestellt werden, wird in Abhängigkeit der Fertigungsparameter bezogen auf die Vorzugsrichtung gezeigt, dass die Spannweite der mittleren Elastizitätsmoduln bis zu 39 % und die der mittleren Zugfestigkeiten bis zu 56 % beträgt. Außerdem wird nachgewiesen, dass mit nominal 20 % Massenanteil Kurzglasfasern je nach flammgeschützter Polyamidmatrix die mittlere Zugfestigkeit um bis zu 33 % und der mittlere Elastizitätsmodul um bis zu 98 % gesteigert wird. Der maximale, mittlere Elastizitätsmodul in Höhe von 12,6 GPa und die maximale, mittlere Zugfestigkeit in Höhe von 146 MPa wird bei Polyamid 6 gemessen, das mit nominal 20 % Massenanteil Kurzcarbonfasern verstärkt ist. Bei den eigens entwickelten Endlosglasfaserfilamenten wird bei einem Faservolumenanteil von ca. 22 % ein Elastizitätsmodul in Höhe von 17,2 GPa und eine Festigkeit von 244 MPa gemessen, wodurch gegenüber den jeweils berechneten Werten vor allem bei der Festigkeit deutliche Einbußen festgestellt werden. Die daraus hergestellten Prüfkörper weisen einen mittleren Elastizitätsmodul in Höhe von 10,9 GPa und eine mittlere Festigkeit von 134 MPa auf, weshalb infolge des additiven Fertigungsprozesses von zusätzlichen, verarbeitungsspezifischen Defekten ausgegangen wird.

Die intralaminaren mechanischen Eigenschaften werden durch die Kurz- und Endlosfaserverstärkung trotz der eingearbeiteten Flammschutzmittel und der dadurch induzierten Porenbildung maßgeblich verbessert. In Kombination mit der realisierten CAx-Prozesskette wird die entwickelte Materialbasis für eine Topologieoptimierung eingesetzt, wodurch die Masse eines Demonstrators gegenüber der unverstärkten Ausgangsgeometrie in Summe um 59 % reduziert wird. Um auch den Anforderungen einer verringerten Anisotropie infolge einer erhöhten interlaminaren Adhäsion gerecht zu werden, wird ein IR-Diodenlaser in das Maschinenkonzept integriert. Aufgrund seines hochenergetischen, lokalen Wärmeeintrags ist dieser dazu geeignet, das Substrat unmittelbar vor beziehungsweise unter dem Extrudat vorzuwärmen. Die interlaminare Festigkeit kann durch den Einsatz des Lasers bei unverstärkten, teilkristallinen Thermoplasten im Gegensatz zu amorphen Thermoplasten nahezu auf die intralaminare Zugfestigkeit gesteigert werden, wodurch ein quasi-isotropes Bauteilverhalten resultiert. Die mittlere, maximal gemessene Zugfestigkeit liegt infolge der Laservorwärmung im Fall von unverstärktem Polyamid 6 bei 58 MPa und damit um 79 % höher als bei Prüfkörpern, die als Referenz mit optimalen Fertigungsparametern auf einem Ultimaker S5 gefertigt werden. Auch bei kommerziell verfügbarem Polyamid 6.66 wird infolge der Laservorwärmung mit einer Standardabweichung von unter 3 MPa eine 55-prozentige Erhöhung der interlaminaren Zugfestigkeit von 40 MPa auf 62 MPa nachgewiesen. Die Wirtschaftlichkeit der Kurzfaserverstärkung, ausgedrückt durch die Steifigkeit beziehungsweise Festigkeit pro €/kg, bewegt sich auf Grundlage der unverbindlichen Preisempfehlung der Hersteller bei den nicht flammgeschützten Werkstoffen in Bezug auf den Elastizitätsmodul zwischen 60–141 MPa/(€/kg) und bezüglich der Zugfestigkeit zwischen 0,65–1,58 MPa/(€/kg). In der technisch-wirtschaftlichen Gesamtbetrachtung bildet ein Polyamid 6 mit nominal 20 % Massenanteil Kurzcarbonfasern den besten Kompromiss aus Leistungsfähigkeit und Kosten. Die Wirtschaftlichkeit der flammgeschützten Werkstoffe liegt in Bezug auf den Elastizitätsmodul zwischen 25–46 MPa/(€/kg) und bezüglich der Zugfestigkeit zwischen 0,37–0,53 MPa/(€/kg), womit sie generell niedriger als die Wirtschaftlichkeit der nicht flammgeschützten Polyamide kursiert. Die vorteilhafteste Wirtschaftlichkeit unter Einhaltung des erforderlichen Flammschutzes wird durch ein kurzglasfaserverstärktes Polyamid 6.66 erzielt. In Anbetracht dessen, dass die Automobilindustrie den wirtschaftlichen Großserieneinsatz von kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen bei Materialpreisen von unter 10 €/kg sieht, scheinen die aktuellen, kommerziellen Materialpreise von ca. 1965 €/kg für ein Endloscarbonfaserfilament des Markführers Markforged selbst bei Annahme niedriger Fasermassenanteile unwirtschaftlich. Im direkten Vergleich von endlosglasfaserverstärkten Filamenten mit annähernd gleichem Faservolumenanteil resultiert zwischen den Materialkosten der Eigenproduktion und den kommerziellen Verkaufspreisen ein Faktor von 38, der selbst nach Abzug der Fertigungs-, Verwaltungs- und Vertriebsgemeinkosten Gestaltungsfreiraum für großzügige Gewinnmargen bietet. Die Wirtschaftlichkeit der kommerziellen Filamente weist generell eine hohe Spannweite auf und wird durch den Einsatz von Standardgranulaten sowie leistungssteigernden Fasern maximiert. Das Gesamtniveau der mechanischen und flammwidrigen Eigenschaften ist durch die in dieser Arbeit erforschten und realisierten Verbesserungen auf der Material-, Maschinen- und Softwareebene nicht nur generell höher, sondern vor allem reproduzierbarer und zuverlässiger, wodurch ein leistungsfähiger, durchgängiger und gesamtheitlicher Fertigungsprozess resultiert, der auch unter wirtschaftlichen Aspekten konkurrenzfähig ist.

III. ABSTRACT

Starting from a prototyping process, Additive Manufacturing has developed into a production-ready manufacturing process that serves a wide range of business areas from the automotive to the aviation industry. In contrast to the subtractive processes, the component geometry in additive manufacturing is produced by the geometrically defined addition and joining of individual volume elements from the gaseous, liquid or solid phase. The metallic or polymeric raw material is mostly available in liquid, powder or strand form and is cross-linked, sintered or melted by the application of energy. On the one hand, additive manufacturing offers many advantages due to tool-free production, the possibilities of function integration, customer individualization, lightweight construction potential, greater freedom in geometry and design as well as costs that are largely independent of component complexity and lot sizes. On the other hand, very high material costs, inadequate mechanical and flame-retardant component properties with distinct dependence on the manufacturing process, increased anisotropy, lack of standardization and certification modalities, high manual effort and a discontinuous digital process chain have so far hindered the industrial implementation of this technology. By means of material extrusion, the potentials compared to an industrial target process are identified and quantified according to the state of the art. As a reaction to the comparatively low intra- and interlaminar component properties and the insufficient flame retardancy, filaments are developed and produced based on certified standard granules and conventional semi-finished fiber products. The production of the filaments based on fiber bundles and commingled hybrid yarns is done by the extension and modification of a pressured wiring coating and impregnation system. The filaments are compounded with flame retardants and qualified according to UL 94 V0 at a test specimen thickness of 1.0 mm to enable safety-critical use in the railroad industry. For the processing of the filaments, a scalable, five-axis machine will be designed and built on the basis of industrial automation components, which obtains its process and toolpath data from a continuous and digital process chain. The development and implementation of the integrated CAx process chain including the post-processor is based on the proven possibilities of subtractive technologies and is specifically programmed for the needs of additive manufacturing. Based on the test and measurement data of flame-retardant and partly glass fiber reinforced polyamide test specimens, which are produced according to DIN EN ISO 527-2 type 1A, it is shown that the span of the average modulus of elasticity is up to 39 % and that of the average tensile strength is up to 56 %, depending on the production parameters in relation to the preferred direction. In addition, it is shown that with a nominal 20 % mass share of short glass fibers, depending on the flame-retardant polyamide matrix, the average tensile strength is increased by up to 33 % and the average modulus of elasticity by up to 98 %. The maximum average modulus of elasticity of 12.6 GPa and the maximum average tensile strength of 146 MPa are measured for polyamide 6 reinforced with a nominal 20 % mass fraction of short carbon fibers. For the specially developed continuous glass fiber filaments, a modulus of elasticity of 17.2 GPa and a strength of 244 MPa are measured at a fiber volume fraction of approximately 22 %. The test specimens produced from this material have an average modulus of elasticity of 10.9 GPa and an average strength of 134 MPa, which is why additional, process-specific defects are assumed as a result of the additive manufacturing process itself. The intralaminar mechanical properties are significantly improved by the short and continuous fiber reinforcement despite the incorporated flame retardants and the resulting pore formation. In combination with the implemented CAx process chain, the developed material base is used for topology optimization, which reduces the mass of a demonstrator by a total of 59 % compared to the unreinforced initial geometry. In order to also meet the requirements of reduced anisotropy due to increased interlaminar adhesion, an IR diode laser is integrated into the machine concept. Due to its high-energy, locally heat input, it is suitable for pre-heating the substrate immediately before or below the extrudate.

The interlaminar strength can be increased to almost the intralaminar tensile strength by using the laser for unreinforced, semi-crystalline thermoplastics, in contrast to amorphous thermoplastics, resulting in a quasi-isotropic component behavior. As a result of the laser preheating, the average, maximum measured tensile strength is 58 MPa in the case of unreinforced polyamide 6, which is 79 % higher than for test specimens produced on an Ultimaker S5 as a reference with optimum production parameters. Even with commercially available polyamide 6.66, a 55 % increase in interlaminar tensile strength from 40 MPa to 62 MPa is demonstrated as a result of laser preheating with a standard deviation of less than 3 MPa. Based on the manufacturers' recommended retail price, the economic efficiency of short fiber reinforcement, expressed in terms of stiffness or strength per €/kg, is between 60–141 MPa/(€/kg) for the elastic modulus and 0.65–1.58 MPa/(€/kg) for the tensile strength of non-flame-retardant materials. From a technical and economic point of view, a polyamide 6 with a nominal 20 % mass share of short carbon fibers represents the best compromise between performance and costs. The economic efficiency of flame-retardant materials lies between 25–46 MPa/(€/kg) in terms of modulus of elasticity and 0.37–0.53 MPa/(€/kg) in terms of tensile strength, which is generally lower than that of non-flame-retardant polyamides. The most advantageous economy while maintaining the required flame retardancy is achieved by a short glass fiber reinforced polyamide 6.66. Considering the fact that the automotive industry sees the economic large-scale production of carbon fiber reinforced plastics at material prices of less than 10 €/kg, the current commercial material prices of approximately 1965 €/kg for a continuous carbon fiber filament of the market leader Markforged seem uneconomical even if low fiber mass proportions are assumed. In a direct comparison of continuous glass fiber reinforced filaments with approximately the same fiber volume content, a factor of 38 results between the material costs of in-house production and the commercial sales prices, which even after deduction of the manufacturing, administrative and sales overheads offers scope for generous profit margins. The economic efficiency of commercial filaments generally has a high span width and is maximized by the use of standard granules and performance enhancing fibers. The overall level of mechanical and flame-retardant properties is not only generally higher, but above all more reproducible and reliable due to the improvements on the material, machine and software level, which have been researched and realized in this work.

IV. HINWEISE & ANMERKUNGEN

In der vorliegenden Dissertation werden Quellenangaben mit numerischen Verweisen in Anlehnung an den Stil- und Zitierleitfaden „IEEE-Editorial“ verwendet:

- Erfolgt eine Quellenangabe im fließenden (Neben-)Satz, bezieht sie sich unmittelbar auf das spezifische Werk eines Autors oder Autorenkreises, eine konkrete Aussage, ein (in-)direktes Zitat oder eine Formel.
- Erfolgt die Quellenangabe unmittelbar vor dem (Neben-)Satzende, bezieht sie sich auf den gesamten, zurückliegenden (Neben-)Satz.
- Erfolgt die Quellenangabe nach dem Satzzeichen, bezieht sie sich auf den gesamten zurückliegenden Absatz.

Die unterschiedlichen Autorenschreibweisen werden nach bestem Wissen und Gewissen unter einer einheitlichen Schreibweise zusammengeführt, sofern anhand von Zusatzangaben, wie zum Beispiel der Angabe einer identischen Kontaktadresse gesichert ist, dass es sich um dieselbe Person handelt. Aus „Mustermann, M.“ wird demnach „Mustermann, Max“, sofern zum Beispiel die Emailadresse jeweils max.mustermann@muster.de lautet. Die Großschreibung von Titeln und Autoren wird grundsätzlich in Kleinschreibung korrigiert.

Im Weiteren sind Auszüge beziehungsweise Teile der vorliegenden Dissertation bereits in ähnlicher Form publiziert. Die jeweiligen Publikationen sind entsprechend zitiert und werden im Literaturverzeichnis im Unterabschnitt „Publikationsverzeichnis“ separat ausgewiesen. Selbst erstellte Texte oder bildbasierte Elemente aus universitäts- und/oder firmeninternen Präsentationen, Konferenzen oder Fachtagungen mit spezifischem und/oder eingeschränktem Personenkreis oder Projekttreffen sowie Berichterstattungen an Projektträger und zum Zeitpunkt der Einreichung noch unveröffentlichte Patentanmeldung werden unabhängig von bestehenden Geheimhaltungsverträgen nicht als publiziert erachtet und bedürfen aus Sicht des Autors keiner gesonderten Kennzeichnung. Praxis-, Seminar-, Bachelor-, Diplom- oder Masterarbeiten, bei denen direkt oder indirekt beispielsweise durch eine ergänzende, unternehmensseitige Betreuung mitgewirkt wurde, werden als zitierfähig eingestuft, sind entsprechend zitiert und zusätzlich im Literaturverzeichnis im Unterabschnitt „Kooperative Abschlussarbeiten“ separat aufgelistet.

Zahlenwerte werden im Kontext ihrer Anwendung unter Wahrung ihrer Aussagekraft sinnvoll gerundet, meist auf eine oder zwei Nachkommastellen.

V. INHALTSVERZEICHNIS

VORWORT & DANKSAGUNG	I
ZUSAMMENFASSUNG	II
ABSTRACT	III
HINWEISE & ANMERKUNGEN	IV
INHALTSVERZEICHNIS	V
ABBILDUNGSVERZEICHNIS	VI
TABELLENVERZEICHNIS	VII
ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS	VIII
BEGRIFFSBESTIMMUNGEN	IX
FORMELVERZEICHNIS	X
SYMBOLVERZEICHNIS	XI
AUSARBEITUNG	1
1. Einleitung, Motivation, Zielsetzung & Vorgehensweise	1
1.1. Ausgangslage & Motivation	1
1.2. Zielsetzung & Anforderungen	3
1.3. Vorgehensweise & Methodik	5
2. Grundlagen & Stand der Technik	6
2.1. Systematik der Additiven Fertigung	6
2.1.1. Einordnung, Klassifizierung & Wirkprinzipien des MEX-Verfahrens	6
2.1.2. Abgrenzung zu konventionellen Technologien	7
2.1.3. Vorteile und Nachteile des MEX-Verfahrens	8
2.2. Werkstofftechnik im Kontext des MEX-Verfahrens	9
2.2.1. Matrix	10
2.2.2. Füll- & Zusatzstoffe	11
2.2.3. Füllstofforientierung & Mischungsregel	14
2.2.4. Material Extrusion mit Kurzfasern	17
2.2.5. Material Extrusion mit Endlosfasern	18
2.2.6. Flammschutz	22
2.3. Mechanismen zur Erhöhung der interlaminaeren Festigkeit	23
2.3.1. Thermisch induzierte Methoden	23
2.3.2. Nicht-thermische Methoden	24
2.4. Arbeitsvorbereitung & CAx-Prozesskette	25
2.5. Versagensmodi und Defekte beim MEX-Verfahren	26

3. Versuche mit konventionellen Maschinen und Charakterisierung	30
3.1. Versuche im Rahmen der intralaminaren Kurzfaserverstärkung.....	30
3.2. Versuche im Rahmen der intralaminaren Endlosfaserverstärkung	36
3.3. Versuche im Rahmen der interlaminaren Laservorwärmung	40
4. Entwicklung der industriell skalierbaren 5-Achs Versuchsanlage.....	42
4.1. Konzeption.....	42
4.2. Digitaler Zwilling und Bauteilkonstruktion	42
4.3. Mechanik, Kinematik und Automatisierungstechnik.....	44
4.4. Prozess- und fertigungsrelevante Baugruppen	46
4.5. SPS-Programmierung	52
4.6. Inbetriebnahme und Ersteinrichtung der Maschine	52
4.7. CAM-Strategien & Multi Axis Deposition	54
4.8. Simulation zur Verifikation der Werkzeugbahnen	55
4.9. Postprozessor und Übergabe der Fertigungsparameter	57
4.10. CSE-Simulation.....	58
4.11. NC-Code.....	59
4.12. 5-Achs Transformation und Extrusionskompensation.....	60
5. Untersuchung der mittels Faserverstärkung erzeugten mechanischen Eigenschaften	62
5.1. Untersuchung der mechanischen Eigenschaften der Kurzfaserverstärkung.....	62
5.1.1. Werkstoffauswahl und Werkstoffeigenschaften	62
5.1.2. Vollfaktorieller Versuch und Ergebnisse der Zugprüfung	64
5.1.3. Optische Lichtbildmikroskopie	69
5.1.4. Dichtemessung mittels Pyknometer	71
5.1.5. Flammenschutzprüfung nach UL94.....	72
5.1.6. Wärmeleitfähigkeit im MEX-Verfahren	73
5.1.7. Zusammenfassung im Rahmen der Kurzfaserverstärkung	74
5.2. Endlosfaserintegration durch prä Imprägnierung.....	74
5.2.1. MVR, TGA, DSC-Analytik und Auswahl der Granulate sowie Fasern	74
5.2.2. Halbzeugherstellung	77
5.2.3. Prüfkörpergeometrie und Fertigung.....	84
5.2.4. Ergebnisse der Zugprüfung	86
5.2.5. Mikroskopie.....	89
5.2.6. Dichtemessung mittels Pyknometer	90
5.3. Fasertypische Defekte	91
5.4. Demonstratorfertigung	93

6. Untersuchung der mittels lokaler Laservorwärmung verbesserten interlaminaren Adhäsion	96
6.1. Initiale Werkstoffauswahl und Berechnung.....	96
6.2. Prüfkörpergeometrie und Belichtungsstrategie.....	101
6.3. Screening und Versuchsdurchführung	102
6.4. Ergebnis der mechanischen Zugprüfung.....	103
6.5. Optische Lichtbildmikroskopie.....	106
6.6. Dichtemessung mittels Pyknometer	107
6.7. Lasertypische Defekte.....	108
7. Topologieoptimierung im Kontext der Additiven Fertigung	109
8. Thematische Zusammenfassung und Diskussion	111
8.1. Intralaminare Kurz- und Endlosfaserverstärkung.....	111
8.2. Interlaminare Laservorwärmung.....	117
8.3. Bewertung der wirtschaftlichen Aspekte und Potenziale	120
9. Ausblick.....	125
LITERATURVERZEICHNIS	XIII
ANHANG	128
1. Kontextbezogener Anhang	128
2. Externer Anhang.....	146
LEBENS LAUF	XV

VI. ABBILDUNGSVERZEICHNIS

Abbildung XII-1-1: Montage der additiv gefertigten Frontschürze aus [76]	3
Abbildung XII-1-2: Instandsetzung der Frontschürze nach [51]	4
Abbildung XII-2-3: Das MEX-Verfahrensprinzip	7
Abbildung XII-2-4: Das Zweiplattenmodell in Anlehnung an [129]	11
Abbildung XII-2-5: Entstehung der Molekülorientierung aus [18, S. 48, Bild 2.18]	11
Abbildung XII-2-6: Strangaufweitung im Extrusionsprozess aus [23, S. 117, Figure 5.6].....	11
Abbildung XII-2-7: Arten der Faserverstärkung im Größenvergleich nach [16]	12
Abbildung XII-2-8: Effekt der Faserlänge nach [18, S. 55, 153, 154, S. 48, 155, S. 7, 156, 157, S. 24]	13
Abbildung XII-2-9: Schematische Düsenhauptströmung nach [23, S. 268, Figure 7.8].....	14
Abbildung XII-2-10: Stromlinien der Fließfront aus [23], nach [175]	15
Abbildung XII-2-11: Winkelposition einer Faser in einfacher Scherströmung aus [23]	15
Abbildung XII-2-12: Beschreibung der Orientierung einer Einzelfaser nach [140, 168].....	15
Abbildung XII-2-13: Einfluss der Faserorientierung auf den Laminataufbau aus [176].....	15
Abbildung XII-2-14: Schematische Faserorientierung im MEX-Verfahren nach [95, 178].....	16
Abbildung XII-2-15: Möglichkeiten der Endlofaserintegration in Anlehnung an [231]	19
Abbildung XII-2-16: Prinzip der nachträglichen Matrixintegration am Beispiel von Anisoprint.....	20
Abbildung XII-2-17: In situ MEX-Prozess mit PA 12 und streckgebrochenen Carbonfasern aus [232].....	20
Abbildung XII-2-18: Druckummantelung und Pinolenwerkzeug nach [85, S. 207, Figure 4.30]	21
Abbildung XII-2-19: Globaler Markt für FSM (2016) nach [246, gemäß IHS Consulting 2017]	22
Abbildung XII-2-20: Packungsmodelle im MEX-Verfahren aus [332], auch in [75, 137, 333].....	28
Abbildung XII-2-21: Porengröße infolge (Re-)Konsolidierungsvorgang aus [331]	28
Abbildung XII-2-22: Drapier- und Ondulationseffekte aus [16, Abb. 24.26.]	29
Abbildung XII-2-23: Zug- und Druckbeanspruchung an Faser nach [19, 323].....	29
Abbildung XII-3-24: Längsschliff PA 6.66 CF10 KF _A (siehe eingefärbte Abbildung XIV-1-1)	31
Abbildung XII-3-25: Längsschliff PA 6 CF20 KF _G (siehe eingefärbte Abbildung XIV-1-2)	31
Abbildung XII-3-26: Längsschliff PA 6 GF30 KF _H (siehe eingefärbte Abbildung XIV-1-3)	31
Abbildung XII-3-27: Definition der unidirektionalen Fertigungsstrategie	32
Abbildung XII-3-28: Ermittlung der voneinander unabhängigen Zentralpunkte	33
Abbildung XII-3-29: Mechanische Kennwerte in Abhängigkeit der Schichthöhe (trocken)	34
Abbildung XII-3-30: Mechanische Kennwerte in Abhängigkeit der Bahnbreite (trocken)	34
Abbildung XII-3-31: Mechanische Kennwerte in Abhängigkeit der Druckgeschwindigkeit (trocken)	35
Abbildung XII-3-32: MF Carbonfaser	36
Abbildung XII-3-33: MF Glaserfaser	36
Abbildung XII-3-34: MF Glasfaser (HSHT)	36
Abbildung XII-3-35: MF Aramidfaser	36
Abbildung XII-3-36: Prüfkörper GF (HSHT)	38
Abbildung XII-3-37: Prüfkörper CF	38
Abbildung XII-3-38: Gemessene Kennwerte der GF- (HSHT) und CF-Endlofaserverstärkung (trocken)	39
Abbildung XII-3-39: Effekt der Bauraumheizung auf die interlaminaire Festigkeit.....	40
Abbildung XII-4-40: Digitaler Zwilling der Versuchsanlage	43

Abbildung XII-4-41: Simulative Ausprägungsvarianten des Digitalen Zwillings	43
Abbildung XII-4-42: Implementierte Versuchsanlage	44
Abbildung XII-4-43: Schaltschrank	44
Abbildung XII-4-44: (Teil-)Realisierte Sinumerik-Systemarchitektur	45
Abbildung XII-4-45: Wechselrahmen mit Laserkollimator und Extrusionseinheit in der Frontansicht	47
Abbildung XII-4-46: Kraftfluss der eigens entwickelten Extrusionseinheit in der Seitenansicht	47
Abbildung XII-4-47: Konzept und Vorrichtung zum Durchtrennen der Endlosfasern	48
Abbildung XII-4-48: Konzept der direkten beziehungsweise in situ Imprägnierung	49
Abbildung XII-4-49: Konzeptionelles Verfahrensprinzip der Laservorwärmung	50
Abbildung XII-4-50: Spektroskopiemessung der ABS MEX-Prüfkörper, ergänzend zu [362, Fig. 5]	50
Abbildung XII-4-51: Versuchsaufbau der Kaustikmessung	51
Abbildung XII-4-52: Gaußsches Strahlprofil bei 86,5 % Gesamtstrahlungsleistung	51
Abbildung XII-4-53: Identifizierung der Fokuslage in Ebene F	51
Abbildung XII-4-54: Strahlungsintensitätsprofil J mit $r = 1,130$ mm	52
Abbildung XII-4-55: Strahlungsintensitätsprofil F mit $r = 0,773$ mm	52
Abbildung XII-4-56: Zusammenhänge der Strom-, Drehzahl- und Lageregelkreise nach [368]	53
Abbildung XII-4-57: Darstellung eines 2,5-D und eines 3-D Werkzeugpfades zur Volumenerzeugung	55
Abbildung XII-4-58: Einordnung der Simulationstiefen in Abhängigkeit der Spezifität nach [372, 373]	56
Abbildung XII-4-59: 3-D Materialauftragssimulation im 5-achsigen Kontext	56
Abbildung XII-4-60: Zusammenhänge zwischen ISV, CSE und VNCK in NX CAM nach [375]	59
Abbildung XII-4-61: NC-Code Syntax des implementierten Postprozessors	59
Abbildung XII-4-62: 5-achsige Fertigung eines dreidimensionalen Bauteils	60
Abbildung XII-4-63: 5-achsiger Fertigungsprozess eines Rohrbogens ohne Stützkonstruktionen	61
Abbildung XII-5-64: Vollfaktorieller Versuchsplan im Rahmen der Kurzfaserverstärkung	65
Abbildung XII-5-65: Vergleich PA 6.66 CF10 und PA 6 CF20 (trocken)	66
Abbildung XII-5-66: Vergleich PA 6.66 FR und PA 6.66 GF20 FR (trocken)	67
Abbildung XII-5-67: Vergleich PA 6 FR und PA 6 GF20 FR (trocken)	68
Abbildung XII-5-68: Mikroskopie der Schichthöhen im Querschliff am Beispiel des Werkstoffes KF_A	69
Abbildung XII-5-69: Mikroskopie der Bahnbreite am Beispiel des Werkstoffes KF_A	70
Abbildung XII-5-70: Mikroskopie der Faserorientierung in Abhängigkeit der Schichthöhe im Längsschnitt ...	70
Abbildung XII-5-71: Hergestellte Prüfkörper für UL94 Test aus [253]	72
Abbildung XII-5-72: Prüfstand für Test nach UL94 (VB) nach [248]	72
Abbildung XII-5-73: Gegenüberstellung der Wärmeleitfähigkeit von KF_I (PA 6 GF30) und PLA + CU	73
Abbildung XII-5-74: MVR-Werte und Restmasse laut TGA für das Matrixsystem	74
Abbildung XII-5-75: 1. Aufheizzyklus, 2. Abkühlzyklus und 3. Aufheizzyklus beim 2. Peak laut DSC (N_2)	75
Abbildung XII-5-76: Schematische Herstellung der mit Endlosfasern verstärkten Filamente	78
Abbildung XII-5-77: Querspritzkopf mit imprägniertem Filament	79
Abbildung XII-5-78: Querspritzkopf mit Extrudier-, Kühl- und Kalibrierstrecke	79
Abbildung XII-5-79: V11, B32 + Roving CF 200 tex	81
Abbildung XII-5-80: V10, B32 + Roving GF 600 tex	81
Abbildung XII-5-81: V9, B32 + Roving GF 1200 tex	81

Abbildung XII-5-82: V1, B32 + Hybridgarn 1800 tex	81
Abbildung XII-5-83: V3, B32 + Hybridgarn 480 tex	81
Abbildung XII-5-84: V7, Durethan + Hybridgarn 900 tex	81
Abbildung XII-5-85: Größenvergleich Thermoplast- und Glasfasern aus Abbildung XII-5-82	82
Abbildung XII-5-86: Matrix mit thermoplastischen Fasern und Glasfasern	82
Abbildung XII-5-87: V12, PA 6.66 FR + Hybrid 480 tex	82
Abbildung XII-5-88: V13, PA 6.66 FR + Hybrid 900 tex	82
Abbildung XII-5-89: V14, PA 6.66 FR + Hybrid 1400 tex	82
Abbildung XII-5-90: V15, PA 6.66 FR + Hybrid 1800 tex	82
Abbildung XII-5-91: V16, PA 6.66 FR + Hybrid 1800 tex	82
Abbildung XII-5-92: Vergrößerte und beschriftete Darstellung von Abbildung XII-5-90	83
Abbildung XII-5-93: Prüfkörpergeometrie und Pfad der Faserintegration	84
Abbildung XII-5-94: Druckprozess der Prüfkörper	84
Abbildung XII-5-95: Prüfkörper PA 6 B32 + Hybridgarn 480 tex vor und nach der Zugprüfung	86
Abbildung XII-5-96: Hergestellte Roving Prüfkörper unterschiedlicher tex-Stärken	86
Abbildung XII-5-97: Veranschaulichung Zwischenfaserbruch und Faser-Pullout Effekt	86
Abbildung XII-5-98: E-Moduln der Endlosfaserverstärkung (Filamente nicht trocken, Prüfkörper trocken) ...	87
Abbildung XII-5-99: Zugfestigkeiten der Endlosfaserverstärkung (Prüfkörper getrocknet)	88
Abbildung XII-5-100: Glasfaserbündel in einem Zugprüfkörperquerschnitt	89
Abbildung XII-5-101: Glasfaser Pull-Out Effekt in einer thermoplastischen Einzelbahn	89
Abbildung XII-5-102: Einzelglasfaser mit abgescherter Schlichte	90
Abbildung XII-5-103: Glasfaserbündel mit partieller Benetzung der Fasern durch die Matrix	90
Abbildung XII-5-104: Ungenügende Faserimprägnierung und Faser-Matrix Adhäsion	90
Abbildung XII-5-105: Glasfaserbündel im Querschnitt eines Zugprüfkörpers	90
Abbildung XII-5-106: Geometrische Abweichung der Faserstränge aufgrund von Richtungsumkehr	92
Abbildung XII-5-107: Umklappen der Fasern durch Richtungswechsel	92
Abbildung XII-5-108: Frontschürzenseitenteil im Maßstab 1:2 aus PA 6.66 FR (titanium-grey)	94
Abbildung XII-5-109: Frontschürzenseitenteil im Maßstab 1:2 aus PA 6.66 FR low smoke (black)	94
Abbildung XII-5-110: ISV-Simulation der 3-D EF-Materialextusion in der NX CAM-Umgebung	95
Abbildung XII-5-111: Pfadplanung der EF-Integration in der NX CAM-Umgebung	95
Abbildung XII-5-112: Frontschürzenseitenteil im Maßstab 1:2 aus PA 6.66 GF20 FR low smoke (black)	95
Abbildung XII-5-113: Frontschürzenseitenteil im Maßstab 1:2 aus PA 6.66 FR (titanium grey)	95
Abbildung XII-6-114: Vorgehen im Rahmen der Laservorwärmung	96
Abbildung XII-6-115: Erwärmungsvermögen eingefärbter Prüfkörper nach [359, 362]	97
Abbildung XII-6-116: Erwärmungsvermögen schwarzer Prüfkörper nach [359, 362]	98
Abbildung XII-6-117: Berechnete Durchdringungstiefe des Laserstrahls	99
Abbildung XII-6-118: Prüfkörpergeometrie für die Messung der interlaminaren Festigkeit nach [360]	101
Abbildung XII-6-119: Belichtungsstrategie für die Vorwärmung nach [360]	101
Abbildung XII-6-120: Ohne Laserunterstützung	102
Abbildung XII-6-121: Mit Laserunterstützung	102
Abbildung XII-6-122: Zugprüfung des DOE für den Werkstoff KFA nach Tabelle XIV-1-X (trocken)	103

Abbildung XII-6-123: Zugprüfung des DOE für den Werkstoff KF_{A^*} nach Tabelle XIV-1-XI (trocken)	104
Abbildung XII-6-124: Zugprüfung des DOE für den Werkstoff KF_N Tabelle XIV-1-XII (trocken)	105
Abbildung XII-6-125: Zugprüfung des DOE für den Werkstoff KF_J Tabelle XIV-1-XIII (trocken)	105
Abbildung XII-6-126: Vergleich der Temperaturgradienten durch mikroskopische Aufnahmen	107
Abbildung XII-7-127: Potenzial der Topologieoptimierung aufgrund von Kurzfaserverstärkung	110
Abbildung XII-8-128: Gegenüberstellung der maximalen mittleren mechanischen Kennwerte (trocken).....	112
Abbildung XII-8-129: Mittlerer E-Modul und Zugfestigkeit bezogen auf Fasermassenanteile (trocken).....	113
Abbildung XII-8-130: Bruchdehnung und Bruchdehnung bezogen auf Fasermassenanteil (trocken).....	114
Abbildung XII-8-131: Zusammenfassung der kurz- und endlosfaserverstärkten Prüfkörper (trocken).....	116
Abbildung XII-8-132: Vergleich der mittleren Zugfestigkeitsminima und -maxima (trocken)	118
Abbildung XII-8-133: Vergleich der Bauraumheizung mit der Laservorwärmung (KF_A , trocken).....	119
Abbildung XII-8-134: Typische Kostenstruktur für ein MEX-Bauteil.....	121
Abbildung XII-8-135: Selbstkostenaufteilung für ein fiktives AM-Bauteil.....	121
Abbildung XII-8-136: E-Modul und die Zugfestigkeit bezogen auf die UVP-Herstellerpreise	122
Abbildung XII-9-137: Grenzfläche zwischen Organoblech und MEX-Struktur	127
Abbildung XIV-1-1: Kurzfaservororientierung Filament PA 6.66 CF10 KF_A (siehe Abbildung XII-3-24).....	130
Abbildung XIV-1-2: Kurzfaservororientierung Filament PA 6 CF20 KF_G (siehe Abbildung XII-3-25).....	130
Abbildung XIV-1-3: Kurzfaservororientierung Filament PA 6 GF30 KF_H (siehe Abbildung XII-3-26).....	130
Abbildung XIV-1-4: PA 6.66 FR + 480 tex (V12).....	132
Abbildung XIV-1-5: PA 6.66 FR + 900 tex (V13).....	132
Abbildung XIV-1-6: PA 6.66 FR + 1400 tex (V14).....	132
Abbildung XIV-1-7: PA 6.66 FR + 1800 tex (V16).....	132
Abbildung XIV-1-8: Spannungs-Dehnungsdiagramm der FR-Endlosfaserfilamente mit $n = 1$	133
Abbildung XIV-1-9: KF_A Ultimaker AA (~ 8 MPa)	141
Abbildung XIV-1-10: KF_A Ultimaker Optimalwert (~ 36 MPa).....	141
Abbildung XIV-1-11: KF_A Sinumerik 0 Watt (~ 22 MPa).....	141
Abbildung XIV-1-12: KF_A Sinumerik 8 Watt AW (~ 31 MPa).....	141
Abbildung XIV-1-13: KF_{A^*} Ultimaker BA (~ 12 MPa)	142
Abbildung XIV-1-14: KF_{A^*} Ultimaker Optimalwert BH (~ 40 MPa).....	142
Abbildung XIV-1-15: KF_{A^*} Sinumerik 0 Watt BR (~ 21 MPa).....	142
Abbildung XIV-1-16: KF_{A^*} Sinumerik 8 Watt BO (~ 60 MPa)	142
Abbildung XIV-1-17: KF_N Ultimaker Zentralwert CI (~ 10 MPa)	143
Abbildung XIV-1-18: KF_N Ultimaker Optimalwert CZ (~ 20 MPa).....	143
Abbildung XIV-1-19: KF_N Sinumerik 0 Watt CX (~ 13 MPa).....	143
Abbildung XIV-1-20: KF_N Sinumerik 6 Watt CY (~ 18 MPa).....	143
Abbildung XIV-1-21: KF_J Ultimaker DA (~ 22 MPa).....	144
Abbildung XIV-1-22: KF_J Ultimaker Optimalwert DP (~ 31 MPa)	144
Abbildung XIV-1-23: KF_J Sinumerik 0 Watt DQ (~ 24 MPa).....	144
Abbildung XIV-1-24: KF_J Sinumerik 10 Watt DO (~ 58 MPa).....	144

VII. TABELLENVERZEICHNIS

Tabelle XII-3-I: Poren im Längsschliff von ausgewählten, kurzfaserverstärkten Filamenten.....	31
Tabelle XII-3-II: Gegenüberstellung der berechneten und tatsächlichen mechanischen Eigenschaften.....	39
Tabelle XII-5-III: Auswahl der kommerziell verfügbaren, kurzfaserverstärkten Filamente.....	62
Tabelle XII-5-IV: Gegenüberstellung der Schmelztemperaturen anhand Herstellerangaben und DSC.....	63
Tabelle XII-5-V: Bestimmung der Fasermassenanteile mittels TGA.....	64
Tabelle XII-5-VI: Dichtemessung mittels Pyknometer (Medium H ₂ O).....	71
Tabelle XII-5-VII: Ergebnisse der Flammenschutzprüfung nach UL94.....	72
Tabelle XII-5-VIII: Druckversuche mit reinem Matrixsystem in Ergänzung zu [248].....	76
Tabelle XII-5-IX: Ergebnisse des Flammchutztests nach UL94.....	77
Tabelle XII-5-X: Übersicht der im Rahmen des Screenings hergestellten und verdruckten Filamente.....	80
Tabelle XII-5-XI: Mikroskopischer Vergleich unterschiedlicher Roving- und Hybridgarnsysteme.....	81
Tabelle XII-5-XII: Mikroskopischer Vergleich der unterschiedlichen Hybridgarn tex-Stärken.....	82
Tabelle XII-5-XIII: Ausgewählte Prozessfähigkeitsuntersuchungen der Filamentherstellung.....	83
Tabelle XII-5-XIV: Fasermassen- und Volumenanteile hergestellter Filamente laut TGA und Berechnung ..	85
Tabelle XII-5-XV: Porenanalyse und Vergleich der Faservolumenanteile.....	91
Tabelle XII-6-XVI: Abkürzungen der für die Laservorwärmung verwendeten Halbzeuge.....	97
Tabelle XII-6-XVII: Zusammengefasste Ergebnisse der TGA und DSC.....	100
Tabelle XII-6-XVIII: Dichtemessung mittels Pyknometer.....	108
Tabelle XII-8-XIX: Prozentuale Veränderung der mechanischen Eigenschaften.....	115
Tabelle XIV-1-I: Relevante Literatur im Kontext der MEX-Endlosfaserverstärkung.....	128
Tabelle XIV-1-II: Kurzfaserorientierung im Längsschliff ausgewählter Filamente.....	130
Tabelle XIV-1-III: Fertigungsparameter für die Vorversuche bezüglich der Endlosfaserverstärkung.....	131
Tabelle XIV-1-IV: Zieldurchmesser und Ovalität verschiedener Filamente.....	132
Tabelle XIV-1-V: Pareto Diagramme der standardisierten Effekte.....	134
Tabelle XIV-1-VI: Bestimmung der Laserleistung für die Laservorwärmung (KF _A).....	135
Tabelle XIV-1-VII: Bestimmung der Laserleistung für die Laservorwärmung (KF _A [*]).....	135
Tabelle XIV-1-VIII: Bestimmung der Laserleistung für die Laservorwärmung (KF _N).....	136
Tabelle XIV-1-IX: Bestimmung der Laserleistung für die Laservorwärmung (ABS KF _N).....	136
Tabelle XIV-1-X: Versuchsplan KF _A	137
Tabelle XIV-1-XI: Versuchsplan KF _A [*]	138
Tabelle XIV-1-XII: Versuchsplan KF _N	139
Tabelle XIV-1-XIII: Versuchsplan KF _J	140
Tabelle XIV-1-XIV: Kontrastreiche Bruchbilder Werkstoff KF _A ohne und mit Laservorwärmung.....	141
Tabelle XIV-1-XV: Kontrastreiche Bruchbilder Werkstoff KF _A [*] ohne und mit Laservorwärmung.....	142
Tabelle XIV-1-XVI: Kontrastreiche Bruchbilder Werkstoff KF _N ohne und mit Laservorwärmung.....	143
Tabelle XIV-1-XVII: Kontrastreiche Bruchbilder Werkstoff KF _J ohne und mit Laservorwärmung.....	144
Tabelle XIV-1-XVIII: Auflistung AM-relevanter Normen.....	145

VIII. ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS

AF	Aramidfaser
AFP	Automated Fiber Placement
AM	Additive Manufacturing / Additive Fertigung
ASA	Acrylnitril-Styrol-Acrylester-Copolymer
AST	Auto Servo Tuning
BMC	Bulk Molding Compound
CAD	Computer Aided Design
CAE	Computer Aided Engineering
CAM	Computer Aided Manufacturing
CCD	Charge-Coupled Device
CNT	Carbon Nanotubes
CU	Control Unit
DMAIC	Define – Measure – Analyse – Improve – Control
DOE	Design of Experiment
DSC	Dynamische Differenzkalorimetrie
EBIT	Earnings Before Interest and Taxes
E-Modul	Elastizitätsmodul
Fb	Faserbruch
FBM	Feature Based Machining
FDM®	Fused Deposition Modeling
FEM	Finite-Elemente-Methode
FFF	Fused Filament Fabrication
FI/Dd Verhältnis	Faserlängen-Düsendurchmesser Verhältnis
FLM	Fused Filament Modeling
FR	flame-retardant / flammgeschützt
FSM	Flammschutzmittel
GMT	Glasmattenverstärkte-Thermoplaste
HB	Horizontal Burning
HDT	Wärmeformbeständigkeitstemperatur
HEPA	High Efficiency Particulate Air filter
HMI	Human Machine Interface
HT	High Tenacity
HT-CF	High Tensity Kohlenstofffaser
IR	Infrarot
ISV	Integrierte Simulation und Verifikation
LFT	Langfaserverstärkte Thermoplaste
LS	Lasersintern
MCF	Machine Configuration File
MEX	Material Extrusion
MF	Markforged

MVR	Melt Volume-flow Rate
NCC	Nonconformance costs
OFAT	One factor at a time
PA 6	Polyamid 6
PA 6.6	Polyamid 6.6
PAN	Polyacrylnitril
PC	Polycarbonat
PCU	Panel control unit / PC unit
PDCA	Plan Do Check Act
PEEK	Polyetheretherketon
PEI	Polyetherimid
PEI-PC	Polyetherimid-Polycarbonat-Blend
PLA	Polylactid
PLC	Programmable Logic Controller
PP	Polypropylen
REACH	Registration, Evaluation, Authorisation and Restriction of Chemicals
RM	Rapid Manufacturing
RP	Rapid Prototyping
RT	Rapid Tooling
SL	Stereolithografie
SMC	Sheet Molding Compound
SPS	Speicherprogrammierbaren Steuerung
TCL	Tool Command Language
TGA	Thermogravimetrische Analyse
TPP	Triphenylphosphat
TRIZ	Theorie des erfinderischen Problemlösens
UD	Unidirektional
UDE	User Defined Event
VB	Vertical Burning
Voxel	Voxel, Volumenelement
WEZ	Wärmeeinflusszone
Zfb	Zwischenfaserbruch

Anmerkung: Die Abkürzungen orientieren sich grundsätzlich an dem branchentypischen Fachjargon und können, um dem bilingualen Sprachgebrauch gerecht zu werden, größtenteils ergänzend in Cole [2] nachgeschlagen werden.

IX. BEGRIFFSBESTIMMUNGEN

Generelle Begriffe im Rahmen der Additiven Fertigung nach:

- VDI 3405 [3]
- DIN EN ISO/ASTM 52900:2018-06 [4]

Generelle Fachbegriffe für Faserverbundbauteile nach:

- Fachbegriffe für Faserverbundbauteile – Technical terms for composite parts [5]

Zusätzliche fach- und themenspezifische Begriffe, Terminologien und Nomenklaturen können den in Tabelle XIV-1-XVIII aufgelisteten Normen entnommen werden.

X. FORMELVERZEICHNIS

In Ergänzung zu [6–15]:

Formel (2-a) aus [168, (2a)].....	15
Formel (2-b) aus [168, (2b)].....	15
Formel (2-c) aus [168, (2c)].....	16
Formel (2-d) aus [168, (8a)].....	16
Formel (2-e) aus [23, Formel 7.14], nach [168, (33)].....	16
Formel (2-f) nach [157, (3.23), 181, (3.7)].....	17
Formel (2-g) nach [16, S. 190, (8.7)].....	17
Formel (2-h) aus [287, S. 116, (3.3)].....	24
Formel (2-i) nach [157, S. 100, Formel (5.8)].....	26
Formel (2-j) nach [157, S. 99, Formel (5.4)].....	26
Formel (2-k) nach [157, S. 98, Formel (5.1)].....	26
Formel (2-l) nach [16, S. 165, Formel (6.5)].....	28
Formel (2-m) nach [16, S. 165, Formel (6.6)].....	28
Formel (2-n) aus [334, P2.11.].....	29
Formel (4-a) aus [369].....	54
Formel (4-b).....	58
Formel (4-c).....	61
Formel (4-d).....	61
Formel (6-a) aus [17, S. 563].....	98
Formel (6-b) = Formel (6-a), freigestellt nach l_1	100
Formel (6-c) = Formel (6-b), freigestellt nach b	100
Formel (6-d) = Formel (6-b), freigestellt nach α	100

XI. SYMBOLVERZEICHNIS

SI-Einheiten, Einheiten des metrischen Systems und Währungen werden nicht explizit benannt. Weitere Symbole werden in Ergänzung zu [15] und [16, Tabelle 16.1] wie folgt verwendet:

Symbol	Bezeichnung	Einheit	Quelle
i, j, k	Indizes	-	-
α	Bei Konzentrationsangaben: molare dekadische Absorptivität/Extinktionskoeffizient	$\text{m}^2 \cdot \text{mol}^{-1}$	[17, S. 563]
λ	Wellenlänge	nm	
A	Absorbanz	-	[17, S. 563]
c	Stoffmengenkonzentration des absorbierenden Mediums	$\text{mol} \cdot \text{m}^{-3}$	[17, S. 563]
b	Innerer Plattenabstand	m	[17, S. 563]
I_0	Eintrittsintensität	$\text{W} \cdot \text{m}^{-2}$	[17, S. 563]
I oder I_1	Austrittsintensität	$\text{W} \cdot \text{m}^{-2}$	[17, S. 563]
φ	Faservolumenanteil	%	-
ρ	Dichte	$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$	-
\vec{p}	Orientierungsvektor	-	-
a_{ij}	Orientierungstensor	-	-
ψ	Fasermassenanteil	%	-
Ψ	Häufigkeitsverteilung der Füllstofforientierung	-	-
X, Y, Z	Koordinaten, Ordinate oder Abszisse	-	-
a	Faserorientierungstensor oder Annum (Jahr)	-	-
δ_{ij}	Einheitstensor	-	-
$\dot{\gamma}_{ik}$	Dehnungsgeschwindigkeitstensor	-	-
S	Geometrie- bzw. Formfaktor der Füllstoffpartikel	-	-
ω_{ik}	Drehgeschwindigkeitstensor	-	-
C_1	Interaktionskoeffizient	-	-
$\dot{\gamma}$	Scherrate in Fließrichtung	-	-
θ, ϕ	Winkel	°	-
K_v	Kreisverstärkung	-	-
K_p	Verstärkung	-	-
T_n	Nachstellzeit	s	-
c_p	Spezifische Wärmekapazität	$\text{J} / (\text{kg} \cdot \text{K})$	-
C_p	Prozessfähigkeitsindex	-	-
C_{pK}	Prozessfähigkeitsindex	-	-

XII. AUSARBEITUNG

1. Einleitung, Motivation, Zielsetzung & Vorgehensweise

Verglichen mit dem Produktionsvolumen der Stahl- und Aluminiumbranche hat das überproportionale und rasante Wachstum der Kunststoffproduktion laut Baur et al. [18, gemäß Plastics Europe, World Steel Association, The International Aluminium Association] zwischen den Jahren 1990 und 2011 die Ära der Kunststoffe eingeläutet. Das durchschnittliche, jährliche Mengenwachstum von Kunststoffen war die letzten drei Jahrzehnte etwa dreimal so hoch wie das von Stahl [19]. Ausgehend von ihrem Einbruch im Jahr 2008 wuchs die Kunststoffproduktion bis 2017 kontinuierlich und verbuchte vor allem in der Verpackungsindustrie, bei Konsumwaren und technischen Kunststoffen überdurchschnittlich hohe Wachstumsraten [20]. In den Jahren 2018 und 2019 musste die Kunststoffproduktion leichte Einbußen hinnehmen, wodurch das Volumen von der Zeit vor 2008 teilweise noch nicht wieder erreicht ist [21]. Im ersten Halbjahr 2017 vereinnahmten die Kunststoffhalbzeuge trotz der leicht rückläufigen Wachstumsraten 33,3 % der Kunststoffwarenproduktion und wurden lediglich von dem Produktionsvolumen technischer Kunststoffe und der Konsumwarenproduktion übertroffen, die zusammen 36,4 % der gesamten Kunststoffwarenproduktion stellten [22]. Bei den technischen Kunststoffen Polyamid 6 (PA 6) und Polyamid 6.6 (PA 6.6), die laut Osswald und Menges im Automobilbereich den größten Anteil an ingenieurtechnisch relevanten Kunststoffen repräsentieren [23, Figure 2.18, gemäß PlasticsEurope's Market Research and Statistics Group (PEMRG)], ist das Produktionsvolumen im Zeitraum von 2010 bis 2015 laut Bienmüller et al. [24, gemäß PCI Yellow Book 2012] von 6,6 Mio. Tonnen entsprechend Scheibitz und Spies [25, gemäß PCI Yellow Book 2015] auf 7,3 Mio. Tonnen gewachsen, was einem Zuwachs von 10,6 % entspricht. Damit liegt die Wachstumsrate der Polyamidkunststoffe knapp über der Wachstumsrate der gesamten Kunststoffwarenproduktion, die seit den letzten fünf Jahrzehnten kontinuierlich und jährlich um knapp 10 % wächst [19]. Auf Basis dieser Historie ist es nicht überraschend, dass auch der Faserverbundmarkt auf Wachstumskurs ist, was Neuhaus [26, gemäß „AVK“] am zunehmenden Produktionsvolumen zwischen 2014 und 2017 am Beispiel von Bulk Molding Compounds (BMC) und Sheet Molding Compounds (SMC) aufzeigt. Die Additive Fertigung (AM) unterliegt als Teilmenge dieser Entwicklungen ebenfalls dem steigenden Bedarf nach leichten und kostengünstigeren Produkten und kann durch die zusätzlichen Potenziale der Funktionsintegration und Individualisierung eine erhöhte Nachfrage bedienen, die sich sowohl bei den Investitionen als auch bei den Erlösen zeigt. So sind einerseits die jährlichen Ausgaben beziehungsweise Investitionen weltweit seit 2007 von 100 Mio. Dollar auf 1,4 Mrd. Dollar im Jahr 2019 angestiegen und andererseits die Erlöse für direkte Endprodukte und Dienstleistungen gegenüber dem Vorjahr 2018 um 21,1 % auf 11,9 Mrd. Dollar gewachsen [27]. Innerhalb der Additiven Fertigung setzt auch der Einsatz von Fasern den globalen Wachstumstrend fort, was unter anderem auf die Verfügbarkeit von günstigeren und leistungsstärkeren Materialien zurückgeführt wird [28]. Die zunehmenden Aktivitäten und Zukäufe der marktführenden Materialhersteller [29, 30], die mit ihren Rohstoffen den Grundstein für die erfolgreiche und nachhaltige Implementierung der Additiven Fertigung legen, können unter anderem damit begründet werden, dass mittlerweile eine Vielzahl an Patenten ausgelaufen ist und günstigere Maschinen verfügbar sind [31].

1.1. Ausgangslage & Motivation

Gemäß einer repräsentativen Befragung der Firma „Bitkom Research“ nutzen bereits 32 % von 555 deutschen Industrieunternehmen mit mindestens 100 Mitarbeitern Additive Fertigungssysteme [32]. Auch der VDI-Statusreport zeigt nicht nur eindrucksvolle Anwendungsbeispiele für die erfolgreiche Implementierung von AM auf, sondern gibt einen zusammenfassenden Einblick in die neuerlichen

Fortschritte und Potenziale der Branche [33]. Zahllose Beispiele attestieren der Additiven Fertigung ein nicht von der Hand zu weisendes branchenübergreifendes Potenzial, das sich in vielfältigen und vielschichtigen Facetten offenbart. Die Breite an Anwendungen erstreckt sich von Implantaten und Modellen für medizinische Anwendungen [34–38], über konturnahe Kühlkanäle [39–42], Bauteilmuster, Designstudien, Modelle, Halterungen, Winkel [43], Komponenten für die Luft- und Raumfahrt [43, 44], Montagehilfsmittel für die Automobilindustrie [45], (Vakuum-)Greifer für Automatisierungslösungen [40, 46, 47], Konsumgüter, Ersatzteile, Reparaturprozesse [48–51], Werkzeugeinsätze beziehungsweise Extrusionswerkzeuge [52, 53], elektrische und elektronische Komponenten [53–58] und viele weitere Beispiele [3, 33, 35, 59–61] bis hin zu schwimmfähigen Yachten [28]. Die letzten entscheidenden Schritte von AM auf dem Weg zur Industrialisierung und Serienfertigung als Ergänzung zu den etablierten Fertigungsverfahren scheinen in greifbarer Nähe zu sein [62], was durch Gartners Hype Cycle im Falle des Materialextrusionsverfahrens (MEX), dessen Eintritt in das produktive Plateau als erstes additives Fertigungsverfahren kurz bevor steht, bekräftigt wird [63]. Der an den aufgezeigten Beispielen weitreichende Einsatz von AM sowie ihr tatsächlicher Eintritt in die produktive Phase kann unter anderem durch die Vorteile begründet werden, die das additive Verfahrensprinzip unabhängig von der konkreten Technologie bietet [36, 50, 59, 61, 64–67]:

- Werkzeuglose Fertigung
- Computerunterstützung und Automatisierbarkeit
- Verkürzte Prozesskette und Durchlaufzeit
- Verringerte „Time-to-market“ durch kürzere Innovationszyklen
- Geringes „Buy-to-fly“ Verhältnis (“What you see is what you build/get”) [68, S. 43]
- Bauteilkomplexität ist unerheblich für die Kosten
- Keine fertigungsbedingte Anpassung der Konstruktionen notwendig [65]
- Integralbauweise & Funktionsintegration
- Höhere Design- und Geometriefreiheit
- Flexibilität & geringe Änderungskosten aufgrund integrierter Datenbasis
- Verbessertes Obsoleszenzmanagement & Lagerhaltung
- Individualisierung [69]
- Leichtbau, Hybridbauweisen und bionische Strukturen

Das postulierte Potenzial und die anhaltend suggerierte Simplizität von AM führen jedoch auch zu einer überzogenen und übersteigerten Erwartungshaltung an die Möglichkeiten und die Profitabilität beziehungsweise Rentabilität dieses Verfahrens, das nach wie vor diversen Risiken und Herausforderungen ausgesetzt ist. Ausgehend vom Rapid Prototyping (RP) und Rapid Tooling (RT) ist die Additive Fertigung in verschiedene Technologiefelder bis hin zum Rapid Manufacturing (RM) vorgezogen und ringt nach wie vor um ihre Identität und ihre Akzeptanz. Denn obwohl AM nicht als Konkurrenz oder gar Bedrohung, sondern als Ergänzung und Bereicherung zu bereits etablierten Verfahren wahrgenommen wird beziehungsweise wahrgenommen werden soll [39], ist der Spritzguss nach wie vor sehr effizient, günstig, robust, tiefergehender erforscht und reproduzierbar, wobei die Profitabilität mithilfe von Aluminiumwerkzeugen selbst bei Kleinserien gewährleistet sein kann [70]. Die Unschärfe der Trennebene zwischen traditionellen Fertigungsverfahren und AM wird mit zunehmendem Verständnis und Wissen der Anwender und Konstrukteure kleiner, weshalb vor allem der verbleibenden Schnittmenge der konventionellen sowie additiven Verfahrensvorteile eine besondere Bedeutung zuteilwird. Der Überschneidungsbereich kann hierbei zum Beispiel materialseitig, technologieseitig oder softwareseitig sein und überall dort, wo die Vorteile von AM die Nachteile eines traditionellen Fertigungsverfahrens ausgleichen können und umgekehrt potenziert sich die kombinierte Leistungsfähigkeit. Diese gegenseitige Kompensation an Vor- und Nachteilen beziehungsweise das beiderseitige Wechselspiel an Potenzialen wird vor allem in der Kombination aus AM und dem Leichtbau offenbar. Der bewährte Leichtbau profitiert neben seiner Korrosionsbeständigkeit von sehr guten, gewichtsspezifischen Eigenschaften, die neben der Großserie auch im

Einzel- beziehungsweise Kleinserienbereich genutzt werden [16, S. 4-5, 71]. Nachteilig sind vor allem bei geringen Stückzahlen die notwendigen Werkzeugformen und die hochkomplexe Automatisierungstechnik, die als Kostentreiber das in seiner Gesamtenergiebilanz ansonsten vergleichsweise günstige Verfahren verteuern [16, 72]. Die Kostenvorteile können durch eine bessere Werkstoffbasis sowie lokale Verstärkungseffekte mithilfe von unidirektionalen (UD) Tapes weiter gesteigert werden [73], wodurch die Kombination von AM mit den Möglichkeiten der Hybridbauweise noch attraktiver wird. Die lokale Verstärkung ist demnach vor allem deshalb als sinnvoll zu erachten, da ca. 60 % der Faserverbundprozesskosten inklusive Verschnitt und ca. 50–70 % der Herstellkosten eines PA Spritzgussbauteils den Materialkosten geschuldet sind [18, S. 406, 74]. Die Substitution von hoch performanten und kostenintensiven Materialien in mechanisch unbeanspruchten Bauteilbereichen durch weniger performante und kostengünstige Werkstoffe ist demnach naheliegend. AM unterstützt durch die werkzeuglose Fertigung und die Prozesstechnik prinzipiell die lokale Integration der Faserverstärkung, jedoch prägen nach wie vor überproportional teure Materialien und die aufgrund der Anisotropie breit gefächerten mechanischen Eigenschaften das Gesamtbild [75]. Im Hinblick auf eine industrielle Anwendung in Form der Ersatzteilbeschaffung einer Frontschürze im Straßenbahnbetrieb wird deutlich [76], dass neben den allgemeinen, technologischen Herausforderungen bei der Verfahrenshybridisierung auch spezifische Materialeigenschaften berücksichtigt werden müssen, die einen sicheren und technisch herausfordernden Einsatz in einem Produkt ermöglichen. Ungeachtet des Kostendrucks, der Kundenindividualisierung und der Funktionsintegration sind es maßgeblich die grundlegenden mechanischen Eigenschaften wie zum Beispiel die Festigkeit, die Steifigkeit, die Bruchdehnung, die Kriechneigung, die mechanische Durchschlagfestigkeit, die Materialermüdung sowie die flammwidrigen und elektrischen Eigenschaften, die für die Produktsicherheit entscheidend sind. Insbesondere Bauteile mit spezifischen Anforderungen an Flamm- und Brandschutzeigenschaften, die branchentypisch nach DIN EN 45545-2:2016-02 den Anforderungssätzen R1–R26 unterliegen, sind nach wie vor eine Herausforderung für AM, denen bisher nur sehr eingeschränkt begegnet wird.

1.2. Zielsetzung & Anforderungen

Die Frontschürze aus Abbildung XII-1-1 wurde ehemals einteilig im Handlaminierverfahren hergestellt, bevor die Werkzeugform obsolet wurde.



Abbildung XII-1-1: Montage der additiv gefertigten Frontschürze aus [76]

Die Frontschürze ist nach wie vor regelmäßig Opfer von Kollisionen sowie Steinschlägen und da die sporadisch benötigten Stückzahlen zu gering sind, als dass sich eine neue Form lohnen würde, wird sie seither additiv mit dem MEX-Verfahren aus dem inhärent flammwidrigen ULTEM 9085 mit

einer Fortus 900mc der Firma Stratasys gemäß Abbildung XII-1-2 hergestellt. Dabei wurden kundenspezifische Funktionen wie zum Beispiel Tagfahrlichter integriert und es wurde eine Dreiteilung der Frontschürze vorgenommen, da bestimmte Teile der Frontschürze vermehrt getauscht werden müssen und ein Komplettausgleich dadurch vermieden wird. Die Druckzeit und der Kostenaufwand können dadurch vermindert werden und der Kunde erhält bedarfsgerecht und zeitnah das dringend benötigte Ersatzteil, wodurch der bestmögliche Kompromiss aus Zeit, Qualität und Kosten resultiert. [51, 77]

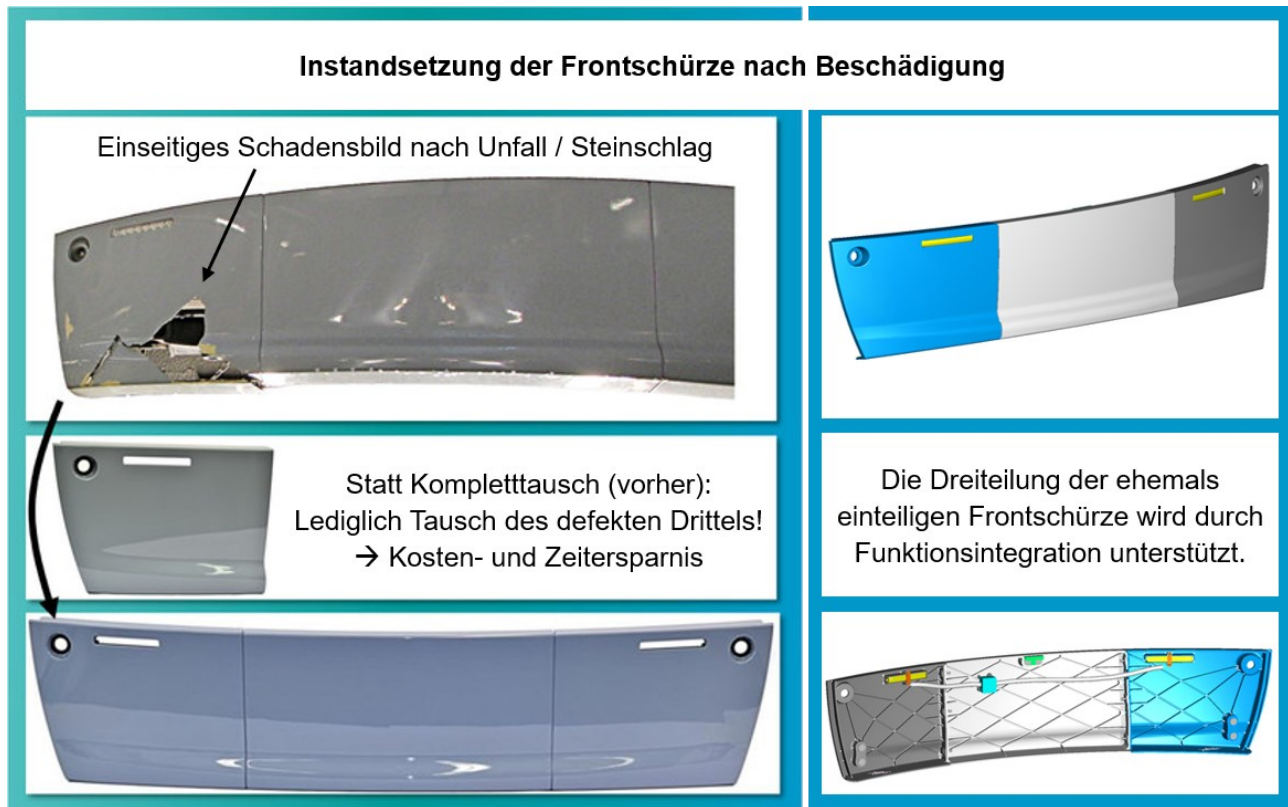


Abbildung XII-1-2: Instandsetzung der Frontschürze nach [51]

Das bei einer Materialstärke von mindestens 1,5 mm [78] inhärent flammwidrige ULTEM 9085 ist der Handelsname für einen unverstärkten Hochtemperatur- und Hochleistungsthermoplast und wird als Blend aus Polyetherimid (PEI) und Polycarbonat (PC) mit einer spezifischen Dichte von 1,34 g/cm³ [78] und einem Einkaufspreis von > 300 €/kg [79] innerhalb der Branche als sehr kostenintensiv wahrgenommen [80]. Aus Mangel an flammgeschützten Alternativmaterialien sind die Materialkosten vor allem bei großvolumigen Bauteilen maßgeblich für die Gesamtkosten verantwortlich und stellen damit eine Stellschraube für die Wirtschaftlichkeit des Bauteils dar, weshalb in Kooperation mit der Firma Clariant im Rahmen einer Materialentwicklung untersucht wird, inwieweit kostengünstigere Standardgranulate aus dem Spritzguss und spezifische Compounds als Grundlage für die Filamente dazu ertüchtigt werden können, das ULTEM 9085 ohne aufwändige Rezertifizierung zu substituieren. Die mechanischen Eigenschaften des Bauteils sollen mittels Faserverstärkung verbessert werden, da einerseits die Leichtbaupotenziale genutzt werden sollen, was Bauteilen prinzipiell ermöglicht bei weniger Materialeinsatz dieselbe Leistungsfähigkeit zu erzielen und andererseits weil vor allem großvolumige Bauteile von der Faserverstärkung profitieren [81, 82]. Die Verstärkungswirkung soll durch Glasfasern erzeugt werden, da sie verglichen mit Aramid- und Carbonfasern sehr kostengünstig sind und elektrisch isolierend wirken [74]. Ziel ist es, über die Kurzfaserverstärkung die flammgeschützte Matrix bei einer Wanddicke von 1,0 mm zu qualifizieren und diese anschließend als Benchmark sowie potenzielles Substrat für die Endlosfaserverstärkung im Rahmen

der gezielten, lastpfadoptimierten Integration von Endlosglasfasern zu nutzen. Neben der Materialentwicklung der Kurz- und Endlosfaserverstärkung muss eine Fertigungsmaschine dazu ertüchtigt werden, den hybriden Fertigungsprozess, der das klassische MEX-Verfahren mit dem Ansatz des Automated Fiber Placements (AFP) kombiniert, mit mindestens drei interpolierenden Geometrieachsen beziehungsweise fünf mechanischen Achsen durchzuführen. Da ein industrieller, zuverlässiger, flexibler und skalierbarer Fertigungsprozess angestrebt wird, soll eine neue Maschine entwickelt werden, die über die Unzulänglichkeiten aktueller Maschinen erhaben ist. Da in Anlehnung an den Stand der Technik beim MEX-Verfahren mit einem erhöhten Anisotropieverhalten in Aufbaurichtung und gemäß des AFP Verfahrens mit Herausforderungen bei der Adhäsion zu rechnen ist, soll zusätzlich eine Substratvorwärmung evaluiert und implementiert werden. Neben den zwei Säulen der Materialentwicklung für die flammgeschützten, kurz- und endlosfaserverstärkten Filamente und der Entwicklung eines industriellen, additiven Fertigungssystem soll als dritte Säule eine digitale, integrierte, ganzheitliche und durchgängige CAx-Prozesskette von der Konstruktion beziehungsweise Simulation, über die Arbeitsvorbereitung bis hin zu den Fertigungsdaten nach dem Verständnis von Zeyn [83] geschaffen werden.

1.3. Vorgehensweise & Methodik

Nachdem anhand des konkreten Anwendungsfalls die Potenziale und Anforderungen definiert sind, werden gemäß dem Stand der Technik zuerst kommerzielle Materialien, Maschinen und Softwarelösungen ausgewählt und charakterisiert. Für die Materialien sind vor allem die technischen Konstruktionskunststoffe gemäß der Einteilung in der Kunststoffpyramide interessant [80]. Anhand von Vorversuchen werden die allgemeinen Prozessfenster der Werkstoffe, Bezugswerte und die Referenzlinie für die Messbarkeit und Quantifizierbarkeit der zu entwickelnden Systeme experimentell ermittelt, woraus sich auch direkt die Potenziale für Material-, Maschinen-, Prozess- und Softwareoptimierungen ableiten lassen. Um die Vergleichbarkeit der Vorversuche in Bezug auf den zu schaffenden Prozess sicherzustellen, werden die material-, maschinen- und fertigungsabhängigen Parameter klassifiziert und quantifiziert, um die Steigerung oder Verminderung der mechanischen Kennwerte konkreten Maßnahmen zuordnen zu können. Die experimentellen Untersuchungen werden im Rahmen der statistischen Versuchsplanung beziehungsweise als Design of Experiment (DOE) meist in Form von (teil-)faktoriellen Versuchsplänen oder in Ausnahmefällen in one factor at a time (OFAT) Experimenten ermittelt. Für die gesamtheitliche Betrachtung, Implementierung und Neudefinition der Materialien, der Maschine und der Software dient das 6 P's-Modell als Grundlage [23, S. 4]. Für die Materialentwicklung werden obere und untere Spezifikationsgrenzen festgelegt und mithilfe von Qualitätsregelkarten überwacht. In der Materialentwicklung wird aufgrund des hohen experimentellen Aufwands in iterativen Plan-Do-Check-Act (PDCA) Mikrozyklen vorgegangen. Die Materialcharakterisierung wird stets durch analytische Methoden und Messungen begleitet. Die Hard- und Software Entwicklung erfolgt gemäß der branchenüblichen Normenlage und ist im korrespondierenden Kapitel 4 detailliert beschrieben. Bei den erfinderischen Schritten der Entwicklungen werden vornehmlich sowohl morphologische Kästen als auch die „Theorie des erfinderischen Problemlösens“ (TRIZ) angewandt.

2. Grundlagen & Stand der Technik

Das Gesamtbild der zu untersuchenden, interdisziplinären Handlungsfelder setzt sich in Summe aus dem Prinzip der additiven Fertigung, den Materialien der klassischen Faserverbundtechnologien und des Spritzgusses sowie der etablierten, durchgängigen, digitalen Prozesskette subtraktiver Verfahren zusammen. Nachfolgend werden die für diese Ausarbeitung relevanten Prinzipien und Grundlagen der jeweiligen Teilbereiche aufgezeigt.

2.1. Systematik der Additiven Fertigung

„Als Additive Fertigungsverfahren werden alle Fertigungsverfahren bezeichnet, die Bauteile durch Auf- oder Aneinanderfügen von Volumenelementen (Voxeln), vorzugsweise schichtweise, automatisiert herstellen“ [61]. Neben den subtraktiven und den formgebenden Verfahren stellt die additive Fertigung gemäß der Einordnung nach der Geometrieerzeugung die dritte Säule aus der Gesamtheit der Fertigungsverfahren dar [61]. AM ist ein Sammelbegriff für unterschiedliche Fertigungsverfahren, die je nach Perspektive untergliedert werden. Die Unterteilung beziehungsweise die Einordnung der additiven Fertigungsverfahren kann anhand der Entwicklungsphasen des Konstruktionsprozesses [11, S. 24], des Produktentstehungs- und Produktentwicklungsprozesses [11, 61, S. 14, 68, S. 7, Abb. 2.2] oder anhand anwendungsspezifischer, physikalischer oder technologiespezifischer Kriterien wie zum Beispiel nach der Art des Wärmeeintrages oder des Aggregatzustandes und Art der Ausgangsmaterialien getroffen werden [61, S. 7, 64].

2.1.1. Einordnung, Klassifizierung & Wirkprinzipien des MEX-Verfahrens

Gemäß den physikalischen Prinzipien zur Erzeugung einer Einzelschicht kann innerhalb von AM entsprechend folgender Auflistung bezüglich des Aggregatzustandes des Ausgangsmaterials in Anlehnung an DIN 8580 tiefergehend differenziert werden [61, S. 94]:

- Generieren aus der flüssigen Phase
- Generieren aus der festen Phase
- Generieren aus der Gasphase

Die additiven Fertigungsverfahren sind in einschlägigen Normen wie zum Beispiel der VDI 3405 [3] sowie im aktuellen Entwurf der DIN EN ISO/ASTM 52900:2018-06 [4] und in einschlägiger Fachliteratur detailliert beschrieben [35, 36, 60, 61, 64, 65, 84–86]. Die Namensgebung des MEX-Verfahrens richtet sich nach dem aktuellen Entwurf der DIN EN ISO/ASTM 52900 [4] und ist in der VDI 3405 außerdem als Fused Layer Modeling/Manufacturing (FLM) Verfahren [3], bei der Firma Stratasys als unternehmensspezifisches Fused Deposition Modeling (FDM®) Verfahren und im englischsprachigen Raum vornehmlich als Fused Filament Fabrication (FFF) Verfahren bekannt. Das MEX-Verfahren ist ein generatives beziehungsweise additives Fertigungsverfahren und zeichnet sich dadurch aus, dass ein als „Filament“ bezeichneter, drahtförmiger, konsolidierter und thermoplastischer Kunststoff aufgeschmolzen wird, durch eine Düse extrudiert wird und sich in definierter Form und Gestalt mit dem bereits partiell fertig gestellten, konsolidierten Teilabschnitt des zu druckenden Bauteilvolumens durch die thermisch induzierte Energie verbindet und letztlich erstarrt, wodurch gemäß dem zuvor definierten, rechnergestützten und schichtartigen Werkzeugweg ein volumetrisches Bauteil geformt wird. Demnach unterscheidet sich das MEX-Verfahren vom artverwandten selektiven Lasersintern vornehmlich dadurch, dass das polymere Rohmaterial nicht in Pulverform vorliegt und der Energieeintrag nicht mittels hochenergetischer Laserstrahlung bewerkstelligt wird. Das MEX-Verfahren ist konzeptionell in Abbildung XII-2-3 dargestellt, wobei die entsprechende Farbgebung einen qualitativen Hinweis auf die Temperaturverteilung während des Druckprozesses vermittelt. Außerdem ist bereits die geplante Endlosfaserintegration im Kern jeder Einzelbahn abgebildet. Die tiefergehenden Wirkmechanismen des Prozesses, eine mögliche

systemtheoretischen Beschreibung und Modelle für die Thermomechanik sind Gegenstand weiterführender Literatur [87, 88]. Der Direktextruder, bestehend aus einer Fördereinheit für das Filament mit einem Durchmesser von 1,75 mm, der Kühlvorrichtung, der Schmelzvorrichtung und der Düse, kann prinzipiell von einer Vielzahl an Kinematiken positioniert werden, die von Kampker et al. [89] entsprechend zusammengefasst sind.

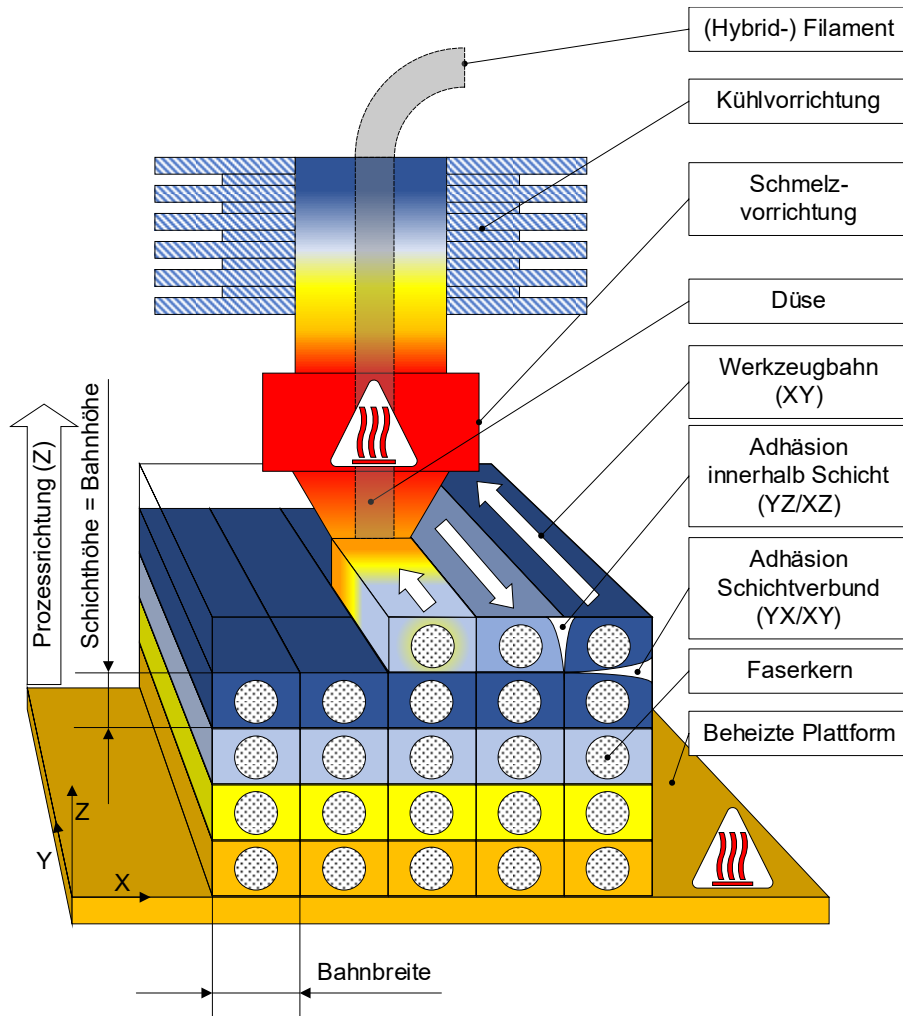


Abbildung XII-2-3: Das MEX-Verfahrensprinzip

Der Bowdenextruder besitzt zur Minimierung der Massenträgheitsmomente eine externe, ortsfeste Fördervorrichtung für das Filament und ist dadurch vom Extruder räumlich getrennt. Beim Bowdenextruder beträgt der Filamentdurchmesser aufgrund der bestehenden Gefahr des Eulerschen Knickens nominell 2,85 mm. Bei beiden Extruderkonzepten besteht die Möglichkeit, den Druckkopf starr zu belassen und lediglich die Plattform zu positionieren, was jedoch vor allem bei größeren Bauteilen zu hohen Massenträgheitsmomenten führt, weshalb sich diese Art der Kinematik bisher nicht durchgesetzt hat. Unabhängig vom konkreten Extruderkonzept wird die Schmelze allein durch das zu fördernde und konsolidierte Filament transportiert und letztlich durch die Düsenöffnung extrudiert.

2.1.2. Abgrenzung zu konventionellen Technologien

Die konventionellen Technologien zur Herstellung von faserverstärkten Kunststoffbauteilen sind in der einschlägigen Literatur hinreichend beschrieben [66, 85, 90–94], weshalb in diesem Kapitel lediglich ausgewählte Verfahren herausgegriffen werden, die eine gewisse Nähe zu AM und dem zu definierenden Hybridprozess gemäß den Anforderungen aus Kapitel 1.2 aufweisen. Auch wenn Gibson et al. [36] direkt zwischen CNC Verfahren und additiven Verfahren unterscheiden, kann AM aus

Sicht der Arbeitsvorbereitung als Teilmenge der CNC Verfahren gesehen werden. Im Rahmen der grundsätzlichen Entscheidungsfindung für oder gegen ein jeweiliges Verfahren können die Richtlinien von Gibson et al. [36, S. 317 ff.] herangezogen werden. Prepregs, Sheet-Moulding-Compounds (SMC), Bulk-Moulding-Compound (BMC), langfaserverstärkte Thermoplaste (LFT) und glasmattenverstärkte Thermoplaste (GMT) sind etablierte Pressverfahren zur Herstellung faserverstärkter Bauteile und benötigen jeweils entsprechende Werkzeugformen, die dem Negativ der Endkontur des gewünschten Bauteils entsprechen. Grundsätzlich können mit diesen Verfahren in Übereinstimmung mit der bereits vorgestellten Frontschürze vor allem großflächige, äußerst steife und je nach Konfiguration duktile Bauteile erzeugt werden, deren prozesstechnische Nachteile in teils unzureichender Matrix-Faser Anbindung und in teils langen Zykluszeiten bestehen [95]. Beim AFP Verfahren werden kontinuierliche, unidirektional (UD) verstärkte, flächige Streifen beziehungsweise sogenannte „tapes“ oder „tows“ gezielt auf eine zumeist gewölbte Oberfläche appliziert [96]. Zur Verbesserung der interlaminaren Adhäsion wird das Substrat üblicherweise mittels energetischer Strahlung vorerwärmt und mithilfe einer beheizten Konsolidierungsrolle nachträglich angepresst [97, 98]. Ausgehend vom AFP Verfahren als führendes System ergeben sich in Verbindung mit AM bereits diverse Hybridverfahrensansätze, die sich vor allem auf die finale Funktionalisierung und Individualisierung fokussieren [99, 100]. Das in dieser Ausarbeitung anvisierte, werkzeuglose Verfahren soll mit AM als führendes System die bisher nach wie vor separaten Verfahren der Substratherstellung und der Faserintegration und Funktionalisierung in einem ganzheitlichen Prozess vereinen, was entsprechende Anpassungen und Neuentwicklungen auf der Material-, Maschinen- und Softwareseite erfordert. Das Material soll aus der Technologie des Spritzgießens, der Endlosfaserverbundherstellung und dem Prinzip der Druckummantelung rekombiniert werden. Die Extruder der Maschine sollen, angelehnt an den Stand der Technik von AM, durch eine konventionelle 5-Achs CNC Steuerung positioniert werden, wodurch die Bearbeitung von dreidimensionalen Freiformflächen ermöglicht wird. Gleichzeitig sollen die Vorwärmungsmechanismen aus dem AFP Prozess analog dazu genutzt werden, um das Substrat vorzuwärmen. Die Prozesskette soll entgegen den bisherigen Möglichkeiten von AM durchgängig, integriert und automatisiert gestaltet sein. Die manuelle Programmierung oder das vorherige Anlernen der Endlosfaserbahnen soll weitestgehend durch Methoden des Computer Aided Manufacturing (CAM) ersetzt werden und direkt an die durchgängige Prozesskette anknüpfen.

2.1.3. Vorteile und Nachteile des MEX-Verfahrens

Die generellen Vorteile von AM sind eingangs in Kapitel 1.1 dargelegt, weshalb in diesem Kapitel materialextrusionspezifische Aspekte aufgezeigt werden sollen, die einen wesentlichen Einfluss auf die allgemeine Konzipierung und Prozessentwicklung ausüben. Die MEX-spezifischen Vor- und Nachteile sind ausführlich in der weiterführenden Literatur behandelt und werden nachfolgend zusammengefasst [3, 61, S. 74]: „Additive Fertigungsverfahren sind demnach dadurch gekennzeichnet, dass nicht nur die Geometrie, sondern simultan auch die Stoffeigenschaften während des Herstellprozesses entstehen“ [61]. Der additive Fertigungsprozess selbst bestimmt demnach, anders als bei subtraktiven Verfahren, die finalen mechanischen Eigenschaften eines Bauteils [101, 102]. In einem Fischgrätendiagramm identifiziert Rehme [103] beim additiven metallischen Lasersinterverfahren 157 Einflussgrößen auf die Produktqualität, die unter anderem eine Vielzahl an Prozess- und Fertigungsparametern umfassen und damit die Dimension dieser Interdependenz aufzeigen. Die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften sowie der Form- und Geometriehaltigkeit von den Fertigungs- und Prozessparametern gemäß Knoop et al. [104–106], Jothibabu et al. [107], Rodríguez-Panes et al. [108], Shubham et al. [109], Bagsik und Schoeppner [110] sowie Messmer et al. [111] ist dahingehend nachteilig, da sie bei gleichzeitig begrenzter Möglichkeit der Einflussnahme ein sehr tiefes Prozess- und Materialverständnis erfordert. Dieses Verständnis ist

insofern herausfordernd, da selbst bei linearen Modellen die bauteilgeometrieabhängige Temperaturhistorie äußerst komplex und zudem zeitabhängig ist [112]. Sofern die Abhängigkeiten quantifizierbar und hinreichend beherrschbar sind, können sie auch vorteilhaft genutzt werden, da die Bauteileigenschaften individuell eingestellt werden können, was jedoch bisher maßgeblich auf akademischem Level in Form von thermomechanischen Analysen, Modellen und der Finite-Elemente-Methode (FEM) praktiziert wird [113, 114]. Die Geschwindigkeit des MEX-Verfahrens muss im Vergleich zu anderen additiven Verfahren differenziert betrachtet werden, da sie als solches nach wie vor zu Missverständnissen führt. Die Geschwindigkeit von Laserscanning Systemen, die üblicherweise in den Sinterverfahren eingesetzt werden, sind dem MEX-Verfahren selbst bei der Verwendung von hochdynamischen Parallelkinematiksystemen prinzipiell überlegen. Dahingegen ist die Geschwindigkeit des MEX-Verfahrens im Sinne der möglichen Aufbauraten und des möglichen Materialvolumenstromes aufgrund der vergleichsweise hohen Düsendurchmesser gegenüber den übrigen additiven Verfahren unübertroffen, auch wenn dabei aufgrund des Treppenstufeneffektes (vgl. [61, S. 22]) Einbußen bei der Maß- und Geometriehaltigkeit hingenommen werden müssen. Der Treppenstufeneffekt tritt in nahezu allen additiven Verfahren in Erscheinung und wird mit zunehmender Auflösung vermindert. Aufgrund der geringen geometrischen Ausdehnung des projizierten Laserspots kann der Treppenstufeneffekt in Stereolithografie- und Sinterverfahren minimiert werden. Auch wenn im MEX-Verfahren mit Düsendurchmessern von $< 0,1$ mm gearbeitet werden kann, ist es in den meisten Fällen wirtschaftlicher mit hohen Aufbauraten zu fertigen und die Endgeometrie sowie die Funktionsflächen durch subtraktive beziehungsweise chemische Verfahren zu finalisieren. Demnach eignet sich das MEX-Verfahren auch aufgrund fehlender Verschachtelungsmöglichkeiten im Bauraum vornehmlich für großvolumige Bauteile, was der Industrialisierung des Verfahrens grundsätzlich entgegenkommt. Der mögliche Materialdurchsatz des MEX-Verfahrens, der in einem speziellen Hochgeschwindigkeitsverfahren auf der Basis von Standardgranulaten mit $0,9$ kg/h [115] beziehungsweise $\sim 7,9$ t/a bis hin zu 5 kg/h [115] beziehungsweise $\sim 43,8$ t/a angegeben wird, liegt maßgeblich über dem Durchsatz einer aktuellen EOS P500 Sintermaschine, der mit 3 t/a [116] angegeben wird und unterstreicht damit die grundsätzlich höhere Aufbauraten des MEX-Verfahrens. Technisch sowie wirtschaftlich ist jedoch vor allem der Aspekt interessant, dass das MEX-Verfahren anstatt mit kostenintensiven Filamenten oder Pulvern auch direkt mit handelsüblichen Granulaten, die bereits standardisiert, charakterisiert und zertifiziert sind, betrieben werden kann, wodurch der zusätzliche Wertschöpfungsschritt und die thermische beziehungsweise mechanische Beanspruchung durch das Umschmelzen, Verdüsen oder Mahlen vermieden wird. Auf diese Weise kann gegenüber den sowieso schon vergleichsweise günstigeren Filamenten eine bis zu 200-fache Einsparung an Materialkosten erzielt werden [115]. Zwar ist fraglich, ob die flammhemmende UL-Zertifizierung mithilfe von Yellow Cards durch die Prozessierung im MEX-Verfahren erhalten bleibt, jedoch kann auf einer soliden Materialbasis eine vereinfachte Rezertifizierung für den Fertigungsprozess vorgenommen werden, was den Anforderung aus Kapitel 1.2 entgegenkommt. Die Materialvielfalt von Granulaten erstreckt sich aufgrund ihrer Verwendung im Spritzguss gemäß der Kunststoffpyramide aus [80] vom biologisch abbaubaren Polylactid (PLA), über faserverstärkte Polyamide bis hin zum Hochtemperaturthermoplast Polyetheretherketon (PEEK) [117] und ebnet damit unter anderem den Weg zu Multimaterialbauteilen, die im Lasersinterverfahren mit erheblichem Mehraufwand verbunden sind [118].

2.2. Werkstofftechnik im Kontext des MEX-Verfahrens

Die in diesem Kapitel zusammengefassten Grundlagen der Werkstofftechnik zeigen das Zusammenspiel von Matrixsystemen mit den entsprechenden Füllstoffen auf und dienen damit als Basis für die Material- und Prozessentwicklung. Die allgemeine Chemie und der Aufbau der Werkstoffe ist von Baur et al. [18], Briehl [119], Rösler et al. [120], Bonnet [121], Hornbogen et al. [122],

Ehrenstein [123, 124], Ruge und Wohlfahrt [91], der AVK [19] und Schürmann [16] grundlegend beschrieben. Die resultierenden Eigenschaften eines Werkstoffverbundes werden vornehmlich bei der Verarbeitung festgelegt und sind nach Hopmann und Michaeli von folgenden Faktoren abhängig [92, S. 201]:

- Matrixmaterial
- Fasermaterial
- Faserorientierung
- Faservolumenanteil
- Faser- / Matrixhaftung
- Fertigungsverfahren

Gemäß dieser Auflistung werden nachfolgend zuerst die werkstoffseitigen Aspekte der Faserverbunde tiefergehend betrachtet und anschließend auf das MEX-Verfahren übertragen.

2.2.1. Matrix

Die polymere Matrix dient vor allem zur Kraftübertragung im Laminat, zur Fixierung der Lage der Fasern, zum Schutz vor Ausknicken bei faserparalleler Druckbelastung sowie zum Schutz vor korrosiven und schädigenden Umgebungs- und Medieneinflüssen [19]. Die chemische Struktur, die Morphologie, die Beständigkeit, die Synthese von Polymeren sowie die Kristallisationskinetik und das Fließverhalten von Kunststoffschmelzen ist in [17, 18, 85, 122, 125–130] dargelegt und wird im Zusammenhang des MEX-Verfahrens unter anderem von McIlroy und Olmsted [131] sowie von Northcutt et al. [132] untersucht. Mechanische Eigenschaften handelsüblicher Matrixmaterialien können in entsprechenden Datenbanken wie beispielsweise der CAMPUS® Datenbank sowie in McKee [133] eingesehen werden. Aufgrund des angestrebten Verfahrensprinzips werden für die Materialentwicklung ausnahmslos thermoplastische Matrixmaterialien in Betracht gezogen. Die Anforderungen aus Kapitel 1.2 erfordern eine kostengünstige, teilkristalline Matrix mit guten Adhäsionseigenschaften, eine erhöhte Dauergebrauchstemperatur, eine erhöhte chemische Beständigkeit, eine hinreichend gute Schlagzähigkeit sowie für die Imprägnierung ein breites Spektrum an möglichen Viskositätsgraden, weshalb vor allem Polyamide für die Umsetzung in Betracht gezogen werden [134]. Die hydrophilen Eigenschaften der Polyamide erfordern in der Prozesstechnik entsprechende Maßnahmen zur Trocknung und Trockenhaltung, was bereits bei der Maschinenkonzipierung berücksichtigt werden muss.

Im Rahmen des MEX-Verfahrens sind die fünf Stufen des Healing Modells nach Wool und O'Connor auf der Grundlage von Narkis [135] von besonderer Bedeutung, da sowohl die intra- als auch interlaminaeren mechanischen Eigenschaften grundlegend auf deren Mechanismen zurückgeführt werden [136]. Das Healing Modell beschreibt auf molekularer Ebene den Prozess der Neuordnung, die Annäherung der Oberflächen, die Benetzung, die molekulare Diffusion und die Randomisierung [136] und wird von Sun et al. im Rahmen des MEX-Verfahrens aufgegriffen [137]. Die Molekülketten liegen in unbewegter Schmelze regellos vor, können jedoch in eine entsprechende Vorzugsrichtung orientiert werden. Die Molekülkettenorientierung wird durch lokale Dehnungen aufgrund von sich verengenden Fließkanälen, durch die Ausprägung einer Fließfront gemäß Abbildung XII-2-5 beziehungsweise Abbildung XII-2-10 und das Scherverhalten infolge von Fließgeschwindigkeitsgradienten aufgrund der Wandreibung gemäß Abbildung XII-2-4 beeinflusst. Dadurch, dass sich die meisten Polymerschmelzen scherverdünnend beziehungsweise strukturviskos verhalten, werden die Molekülketten bei höheren Schergeschwindigkeiten stärker orientiert als bei niedrigeren Schergeschwindigkeiten. Demnach orientieren sich die Molekülketten auch im MEX-Prozess infolge der Dehn- und Scherströmungen, woraus eine hohe Anisotropie der Eigenschaften und eine sogenannte Selbstverstärkung in Orientierungsrichtung resultiert. Bei steigender Schmelztemperatur und hinreichender Verweilzeit relaxieren die Molekülkettenorientierungen wieder. [18, 129]

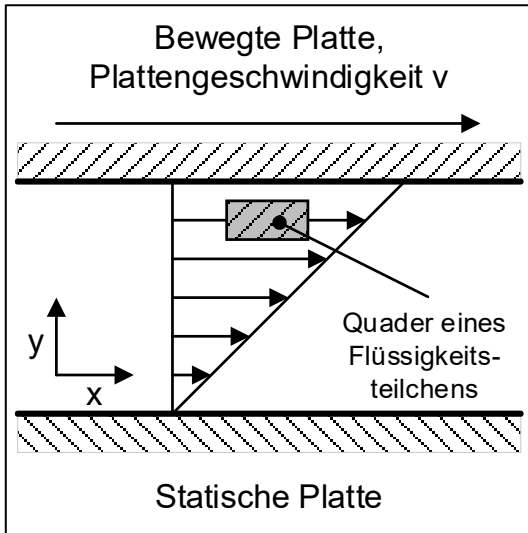


Abbildung XII-2-4: Das Zweiplattenmodell in Anlehnung an [129]

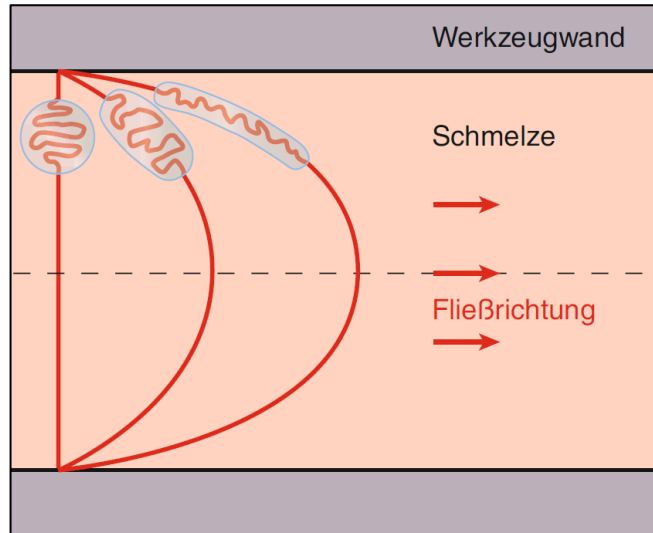


Abbildung XII-2-5: Entstehung der Moleküllorientierung aus [18, S. 48, Bild 2.18]

Die Matrix unterliegt im MEX-Prozess typischerweise dem Effekt der Strangaufweitung, der in Abbildung XII-2-6 dargestellt ist. Strömt eine viskoelastische Kunststoffschmelze aus einer Düse aus, weitet sich der Extrusionstrang auf und wird dicker als der Düsendurchmesser. Die Strangaufweitung wird sowohl durch die Einlaufdruckverluste infolge der Zulaufgeometrie als auch durch die Düsenlänge beziehungsweise den Durchsatz geprägt. Da die Strangaufweitung die lokalen Dehnströmungen und damit auch die Molekülketten- und Füllstofforientierungen beeinflusst, wird die zu entwickelnde Düsengeometrie entsprechend dimensioniert und konstruiert. [17]

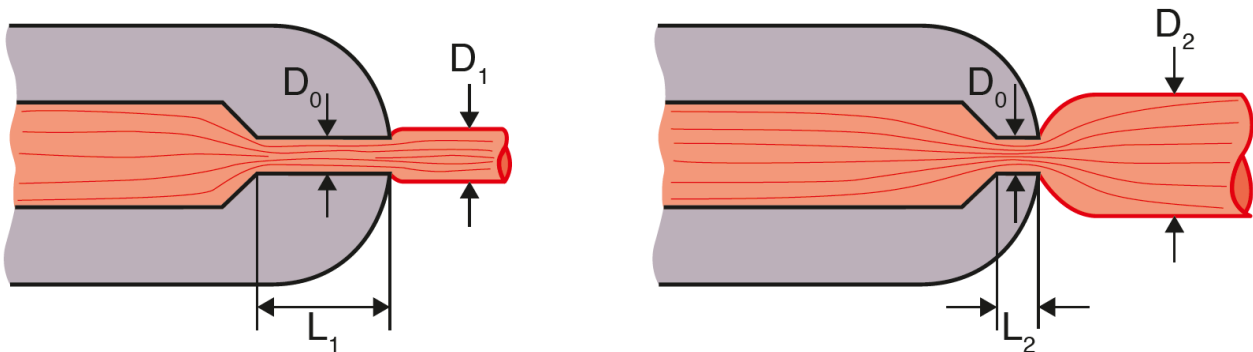


Abbildung XII-2-6: Strangaufweitung im Extrusionsprozess aus [23, S. 117, Figure 5.6]

Die anschließende Konsolidierung der Schmelze und die damit verbundene Kristallisation bis hin zum Sphärolitwachstum besteht aus dem Prozess der Keimbildung und des anschließenden Keimwachstums. Bei Polyamiden verläuft die Keimbildung vergleichsweise langsam ab [138]. Voraussetzung für die Keimbildung sind homogene, primäre oder athermische Keime, die sich aufgrund thermisch bedingter Molekülbewegung ausreichend weit anlagern sowie heterogene, sekundäre, tertiäre oder thermische Keime in Form von Nukleierungsmitteln, fremden Substanzen, Werkzeugwandungen, unaufgeschmolzenen Kristalliten, Fasern und anderen Füll- und Zuschlagstoffen, die die mechanischen oder flammwidrigen Eigenschaften gezielt modifizieren. [95, 121, 139]

2.2.2. Füll- & Zusatzstoffe

Die Einteilung der Füll- und Zusatzstoffe erfolgt nach Menges et al. [129, S. 220, Tabelle 6.3] in lösliche Zusatzstoffe, unlösliche Feststoffe und unlösliche Gase. Die Einarbeitung von Füll- und Zusatzstoffen bewirkt maßgeschneiderte Verarbeitungs- oder Werkstoffeigenschaften, wie zum

Beispiel im Fall der Glasfaserverstärkung die Verkürzung der Abkühlzeit, die Erhöhung des Elastizitätsmoduls (E-Modul) und die Verminderung der Schwindung, der Wärmedehnung sowie der Dehnung durch die Aufnahme von Feuchtigkeit [18, 124].

Die konventionellen Verfahren zur Herstellung kurzfaserverstärkter Bauteile ist in [140] aufgeführt. Die allgemeinen Trends und Entwicklungen im Rahmen der faserverstärkten, additiven Fertigung sind von Fidan et al. zusammengefasst [141]. Weitere Untersuchungen im Rahmen von PA 6 basierten Filamenten zielen unter anderem auf die Füllung mit Siliziumcarbid, Aluminiumoxid, Titandioxid oder pulverförmigen Eisenpartikeln ab [142–148]. Füllstoffe wie Kohlenstoffnanoröhren (CNT) und Fasern haben neben den Prozessparametern einen entscheidenden Einfluss auf die intra- und interlaminaren mechanischen Eigenschaften [149], weshalb in diesem Kapitel eine nähere Betrachtung der möglichen Verstärkungs- und Füllstoffe folgt. Die technisch relevanten Verstärkungsmaterialien sind in den meisten Fällen Glas-, Carbon- oder Aramidfasern, die sich nach Schürmann wie in Abbildung XII-2-7 darstellen. Die Herstellung von Glasfasern, die im Fokus dieser Arbeit stehen, ist in der Literatur ausführlich beschrieben [150–152].

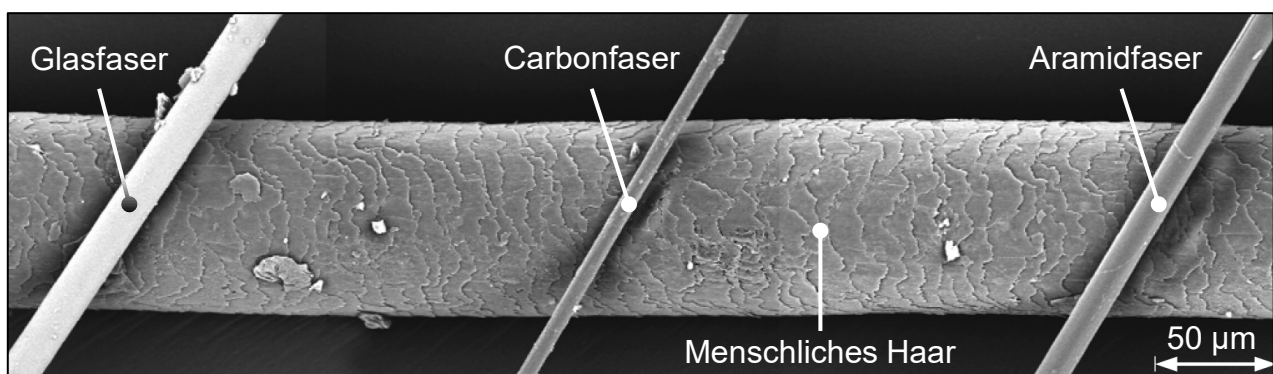


Abbildung XII-2-7: Arten der Faserverstärkung im Größenvergleich nach [16]

In Analogie zu den konventionellen Faserverbundtechnologien und der MEX-Definition aus Kapitel 2.1 wird eine volumetrische, dreidimensionale (Sub-)Struktur durch die thermisch induzierte, interlaminare Adhäsion von sequenziell hergestellten zweidimensionalen und mesostrukturellen Einzelschichten hergestellt, deren Struktur aus der geometrischen Anordnung mikrostruktureller Extrusionsstränge gebildet wird. Der dreidimensionale Spannungszustand der Einzelbahnen wird auf mikrostruktureller Ebene durch die Art, den Gehalt und der Längsausdehnung von Verstärkungs- oder Füllstoffen bestimmt.

Die fertigungstechnische Rotation der Einzelschichten um ihre Flächennormale kann ähnlich wie in einem klassischen Laminatverbund je nach Art der Einzelschicht zu einer quasi-isotropen, orthotropen oder anisotropen Struktur führen. Für die Herstellung einer mesostrukturellen Einzelschicht existieren in der additiven Fertigung aufgrund der charakteristischen Geometriefreiheit grundsätzlich mehr Strategien und Variationsmöglichkeiten als in konventionellen Fertigungstechnologien, wodurch die Fertigung in Bezug auf die mechanische Leistungsfähigkeit der finalen, makroskopischen Bauteilstruktur an Bedeutung gewinnt. Die mechanischen Eigenschaften einer mesostrukturellen Einzelschicht werden nicht nur von der thermisch bedingten, intralaminaren Adhäsion der Einzelbahnen untereinander und der strategischen, geometrischen Anordnung bestimmt, sondern vor allem von der mikrostrukturellen Beschaffenheit der Einzelbahnen selbst. Da die mechanischen Eigenschaften von technischen Fasern und Rovings, ausgedrückt und quantifiziert durch die Steifigkeits- beziehungsweise Festigkeitsmatrix, anisotroper Natur sind, liegt es unter der Annahme einer gerichteten, eindimensionalen Extrusion nahe, dass die mechanischen Eigenschaften einer fasergefüllten, extrudierten Einzelbahn auf mikrostrukturelle Ebene als Spezialfall der

Anisotropie mehrheitlich transversal-isotrop sind, sofern sich die Fasern entlang des Schmelzeflusses ausrichten. Auf diese Weise lassen sich im Idealfall maximal performante, anisotrope UD-Einzelschichten erzeugen, die erst durch den makroskopischen, geometrischen Laminataufbau in ein orthotropes oder quasi-isotropes Laminat überführt werden. In welcher Ausprägung sich die Fasern innerhalb des Schmelzevolumenstromes ausrichten, hat folglich einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des gesamten Bauteils.

Die prinzipiellen Möglichkeiten der Faserverstärkung sind in Abhängigkeit der Faserlänge, der Faserorientierung und der qualitativen Bewertung nach ihrer Prozessierbarkeit und ihrer mechanischen Leistungsfähigkeit in nachfolgender Abbildung XII-2-8 dargestellt. Ausgehend vom reinen Polymer ist die Verarbeitung in konventionellen Technologien unkompliziert und weitgehend automatisierbar, während die mechanische Leistungsfähigkeit generell gering ist. Die gezielte Ausrichtung von Endlofasern führt zu einer maximalen mechanischen Leistungsfähigkeit, während die Verarbeitung aus Sicht der konventionellen Fertigungsprozesse beliebig komplex wird und meist mit erhöhtem manuellem Aufwand verbunden ist. Mit dem Ansatz von AM soll versucht werden, die Ausprägung der relativen Leistungsfähigkeit zu erhalten und gleichzeitig die Kurve der relativen Prozessierbarkeit dahingehend zu verschieben, dass ein besserer Kompromiss aus Prozessierbarkeit und Leistungsfähigkeit mit erhöhtem Automatisierungsgrad resultiert.

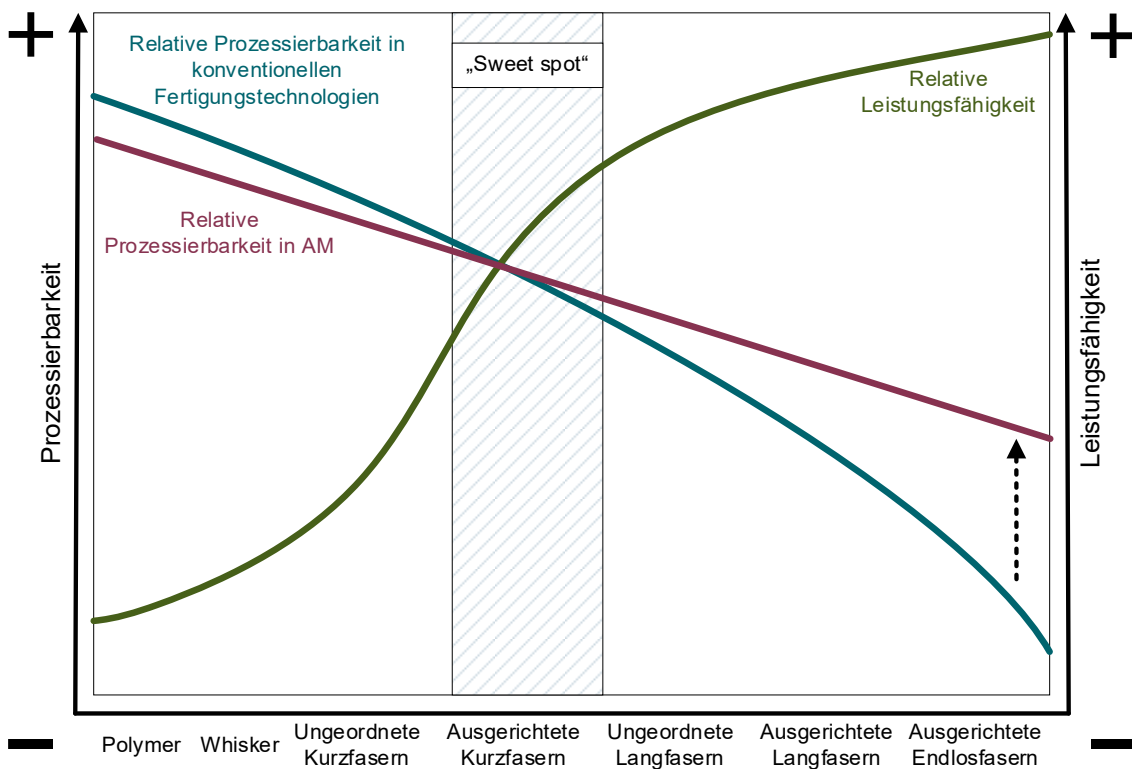


Abbildung XII-2-8: Effekt der Faserlänge nach [18, S. 55, 153, 154, S. 48, 155, S. 7, 156, 157, S. 24]

AM-typisch orientieren sich die Endlofasern fertigungstechnisch bedingt unmittelbar entlang des programmierten Bahnvektors, wohingegen die Ausrichtung der Lang- und Kurzfasern vom Strömungsprofil der Schmelze abhängt, das durch die Viskosität, den Massenstrom, die Bahnhöhe, die Bahnbreite und die Düsengeometrie beeinflusst wird, was Heller et al. [158, 159], Russell et al. [160], Wang et al. [161, 162] sowie Kanarska et al. [163] und weitere Autoren, die in Kapitel 2.2.4 und 2.2.5 themenspezifisch benannt sind, in ihren Untersuchungen darlegen. Gemäß den analytischen Betrachtungen und den modellbasierten Simulationen von Kanarska et al. liegt die optimale Kurzfasernlänge für eine bestmögliche Orientierung entlang des Schmelzeflusses in einem Intervall zwischen dem 0,33- und dem 0,5-fachen des Düsendurchmessers, was bei einem üblichen

Düsendurchmesser von 0,6 mm einer Faserlänge zwischen ca. 200–300 μm entspricht [163]. Außerhalb dieses Intervalls wird das Geschwindigkeitsprofil der Strömung inhomogen und die Orientierung der Fasern verschlechtert sich [163]. Ein zu großes Faserlängen-Düsendurchmesser (F_l/D_d)-Verhältnis führt nicht nur zu generell niedrigeren Fließgeschwindigkeiten, sondern auch zu einem wesentlich inhomogeneren Fließgeschwindigkeitsprofil, das die Agglomeration von Fasern an der Düseninnenwand begünstigt und dadurch die Entstehung von Geschwindigkeitsspitzen und Totzonen im Schmelzestrom fördert. Abbildung XII-2-9 zeigt schematisch zwei verschiedene, laminaire Strömungsgeschwindigkeitsprofile für ein kleines (links) und ein zu großes (rechts) F_l/D_l Verhältnis.

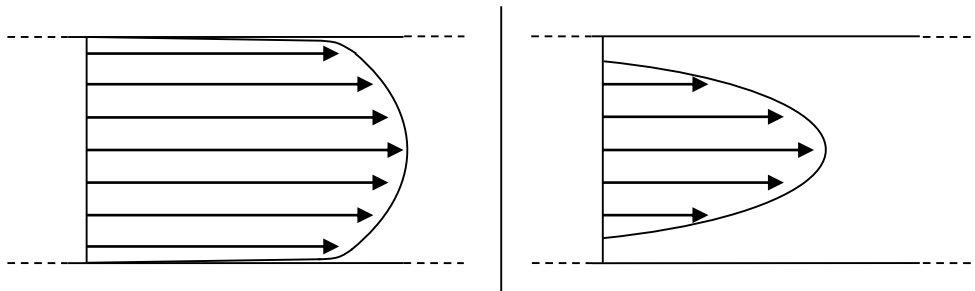


Abbildung XII-2-9: Schematische Düsenhauptströmung nach [23, S. 268, Figure 7.8]

Neben der materialspezifischen Art und Länge ist vor allem der Massenanteil der Fasern sowie die prozesstechnische und fertigungsbedingte Orientierung maßgeblich für die mechanischen Eigenschaften eines Bauteils [6].

2.2.3. Füllstofforientierung & Mischungsregel

Die Faserorientierung bewirkt, analog zum Spritzguss, den Wechsel von einem isotropen zu einem anisotropen System [164]. Die Faserorientierung kann gemäß der Zusammenfassung von Pflamm-Jonas auf unterschiedliche Weise gemessen werden [164, Tabelle 2.1]. Im Unterschied zu den bereits behandelten Molekülkettenorientierungen relaxieren die Füllstofforientierungen in der Schmelze nicht und werden anstatt von Zeit- und Temperaturverläufen ausschließlich durch das vorherrschende Strömungsprofil orientiert [23, 95]. Mit zunehmender Orientierung steigt üblicherweise der E-Modul, die Zugfestigkeit, die Wärmeleitfähigkeit, die Kristallinität und die Transparenz, während die Permeabilität, die Absorption gegenüber Medien und die Wärmeausdehnung sinkt [95, 165, 166]. Die Filamente erfahren durch den vorgelagerten Verfahrensschritt der Extrusion aus dem Granulat eine zusätzliche Faserorientierung, weshalb auf der Grundlage des Extrusionsprozesses von einer erhöhten Füllstofforientierung ausgegangen werden kann. Die Hauptkomponente a_{11} des Orientierungstensors nimmt ausgehend von der Filamentextrusion stetig ab, woraus geschlossen werden kann, dass die Anisotropie vermindert wird [167, S. 9, Figure 8]. Der Begriff des Orientierungstensors wird durch die Arbeit von Advani und Tucker geprägt [168], die ihrerseits auf den Grundlagen von Jeffery [169] aufbaut. Bis heute lassen sich die Mechanismen der Faserorientierung qualitativ mit den Ansätzen von Jeffery beschreiben, obwohl die Vernachlässigung von Faserinteraktionen, die selbst in verdünnten Dispersionen einen erheblichen Einfluss auf das Orientierungsverhalten haben, zu Diskrepanzen führen, da die Faserorientierung hauptsächlich von der Geschwindigkeitsverteilung des Fluids abhängt [170]. Folgar und Tucker erweitern Jefferys Gleichung grundlegend, indem sie einen Interaktionskoeffizienten einführen [171]. Zudem existieren zwei erweiterte Theorien von Wang et al. [172] sowie Phelps und Tucker [173]. Die Historie und Entwicklung der Theorien ist von Osswald et al. [23] sowie Mönnich [170] ausführlich beschrieben. Zusammenfassend können auf Basis der verschiedenen Modelle unter den Bedingungen eines hohen Faseraspektverhältnisses sowie einer ideal starren, geraden und axialsymmetrischen Faser, die durch

das umgebende, newtonsche, inkompressible Fluid transportiert wird, folgende Rückschlüsse für die Faserorientierung formuliert werden [95]:

- Schergradienten orientieren die Fasern in Fließrichtung
- Quer- und Dehnströmungen orientieren die Fasern in Querrichtung

Infolge der Stromlinien aus Abbildung XII-2-10 orientieren sich die Fasern in der Scherzone der Strömung parallel zur Fließrichtung und in der Mittelschichtzone quer zur Strömung. Die Orientierung der Fasern mit unendlichem D/L Verhältnis ist zudem zeitsensitiv, was anhand von Abbildung XII-2-11 gezeigt wird. Die Faserdeformation und die Kraft, die auf die Fasern einwirkt, ist von der Faserposition im Fließquerschnitt und der Faserlänge abhängig [174]. In Kombination mit der Strangaufweitung aus Abbildung XII-2-6 resultieren hierdurch Hinweise für die spätere Auslegung der Extrusionsdüse.

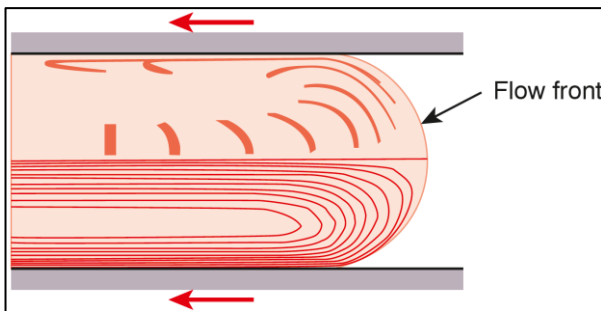


Abbildung XII-2-10: Stromlinien der Fließfront aus [23], nach [175]

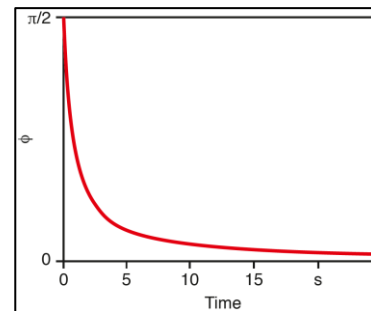


Abbildung XII-2-11: Winkelposition einer Faser in einfacher Scherströmung aus [23]

Für den dreidimensionalen Orientierungszustand ist die kartesische Orientierung einer Einzelfaser in Abbildung XII-2-12 dargestellt. Die Faserorientierung bewirkt je nach Laminataufbau ein spezifisches mechanisches Verhalten gemäß Abbildung XII-2-13.

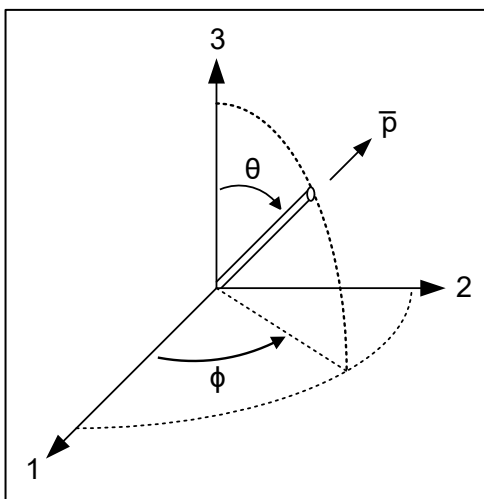


Abbildung XII-2-12: Beschreibung der Orientierung einer Einzelfaser nach [140, 168]

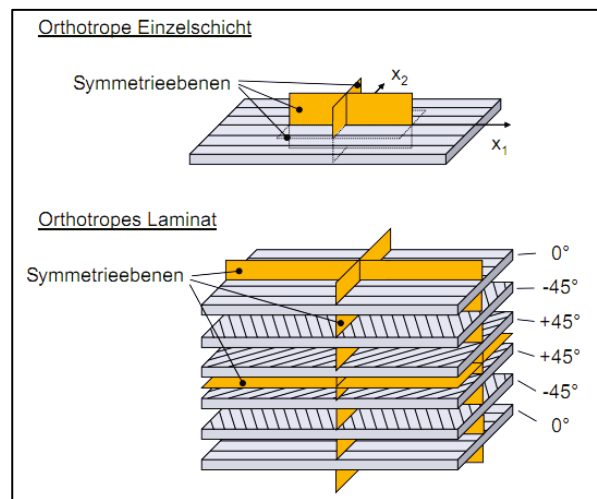


Abbildung XII-2-13: Einfluss der Faserorientierung auf den Laminataufbau aus [176]

Der Orientierungstensor kann folglich mit den folgenden drei Vektoren vollständig beschrieben werden [168]:

$$\vec{p}_1 = \sin(\theta) \cos(\phi)$$

Formel (2-a) aus [168, (2a)]

$$\vec{p}_2 = \sin(\theta) \sin(\phi)$$

Formel (2-b) aus [168, (2b)]

$$\bar{p}_3 = \cos(\theta)$$

Formel (2-c) aus [168, (2c)]

In effizienterer Tensorschreibweise lässt sich der Orientierungstensor zweiten Grades nach Advani und Tucker wie folgt formulieren [168]:

$$a_{ij} = \int p_i p_j \psi(\vec{p}) d\vec{p}$$

Formel (2-d) aus [168, (8a)]

In Kombination mit der Kontinuitätsgleichung lautet die Formel für eine einzelne Faser in konzentrierter Suspension nach Advani und Tucker:

$$\frac{Da_{ij}}{Dt} = -\frac{1}{2} (\omega_{ik} a_{kj} - a_{ik} \omega_{kj}) + \frac{1}{2} \lambda (\dot{\gamma}_{ik} a_{kj} + a_{ik} \dot{\gamma}_{kj} - 2\dot{\gamma}_{kl} a_{ij}) + 2C_1 \dot{\gamma} (\delta_{ij} - \alpha a_{ij})$$

Formel (2-e) aus [23, Formel 7.14],
nach [168, (33)]

Verschiedenen Approximationen in planaren und dreidimensionalen Strömungsfeldern wurden von Advani und Tucker [168] sowie Cintra und Tucker [177] ausgiebig getestet, wobei sich die orthotrope Näherung von Cintra und Tucker prinzipiell als am leistungsfähigsten zeigt [23]. Die Freiheitsgrade des Faserorientierungstensors werden im MEX-Verfahren gemäß Abbildung XII-2-14 noch vor dem Düsenaustritt durch die geometrische Beschaffenheit der Extrusionsdüse eingeschränkt und durch die temperaturabhängige Viskosität sowie von der Fließgeschwindigkeit als Maß für die Schergeschwindigkeit beeinflusst. Nach Düsenaustritt bestimmt die Strangaufweitung und die Verstreckung den weiteren Verlauf der Faserorientierung. Bei geringer Strangaufweitung kann die Faserorientierung aufgrund der geringeren Dehnströmungen größtenteils beibehalten werden.

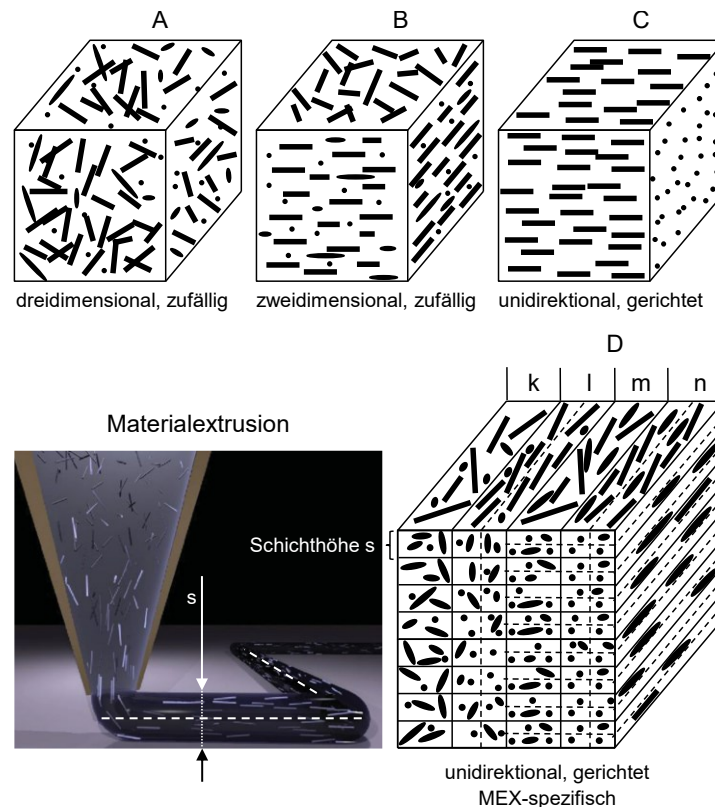


Abbildung XII-2-14: Schematische Faserorientierung im MEX-Verfahren nach [95, 178]

Durch den Temperaturgradienten und die geringe Distanz zur Substratoberfläche relaxieren die Faserorientierungen kaum, weshalb die Faserorientierungen unter quasi-atmosphärischem Druck vornehmlich durch Verstreckungseffekte infolge der geometrischen Fertigungsparameter bestimmt

werden. Analog zum Spritzguss erhöht sich mit abnehmender Dicke der Spritzgussteile und zunehmender Fließweglänge die Orientierung und damit der Grad der Anisotropie infolge der erhöhten Scherung der Schmelze im Angusskanal und im Werkzeug [179, 180]. In Abbildung XII-2-14 Abschnitt „A“ sind drei Komponenten, in Abschnitt „B“ zwei Komponenten und in Abschnitt „C“ ist nur noch eine einzige Komponente des 3 x 3-Orientierungstensors belegt, wodurch im letzten Fall eine maximal Anisotropie folgt. Im MEX-Verfahren kann die Faserorientierung nach Düsenaustritt durch die Schichthöhe und die Schichtbreite beeinflusst werden, was Abschnitt „D“ zeigt. Zustand „k“ visualisiert den Ausgangszustand der Bahnhöhe und -breite, während bei Zustand „l“ die Bahnbreite halbiert wird. Durch die geometrische Eingrenzung wird den Fasern weniger Raum zur Umorientierung gegeben. Analog hierzu veranschaulicht Zustand „m“ die theoretische Auswirkung einer halbierten Schichthöhe. Zustand „n“ kombiniert die Zustände „l“ und „m“ und verbildlicht die geometrische Limitation bei halbiertem Bahnhöhe- und -breite. Im experimentellen Teil dieser Arbeit wird evaluiert, inwiefern sich die fertigungstechnischen Parameter der Bahnhöhe- und -breite auf die mechanischen Eigenschaften auswirken. Durch die Verringerung des Bahnquerschnitts wird bei gleichbleibendem Bauteilvolumen eine Mehrzahl an Einzelbahnen benötigt, wodurch auch die Anzahl an Grenzflächen steigt, die bei unzureichender Faser-Matrix sowie Matrix-Matrix Adhäsion tendenziell zu vorzeitigem Bauteilversagen führen. Zuzüglich zum Durchmesser und der Orientierung der Fasern ist auch der Anteil der Fasern im Verhältnis zu der Matrix ausschlaggebend für die mechanischen Eigenschaften des Bauteils, welche mithilfe der Mischungsregel (rule-of-mixture) beschrieben werden [16]. Die Mischungsregel lautet wie folgt [16, 157, 181]:

$$E_1 = V_f E_{1f} + V_m E_m \quad \text{Formel (2-f) nach [157, (3.23), 181, (3.7)]}$$

Unter Berücksichtigung des Faservolumenanteils φ kann der Längselastizitätsmodul einer UD-Schicht wie folgt berechnet werden.

$$E_{||} = E_{||f} * \varphi_f + E_{||m} * (1 - \varphi_f) \quad \text{Formel (2-g) nach [16, S. 190, (8.7)]}$$

Da typischerweise $E_m \ll E_{f||}$ gilt, kann für die Berechnung des Längselastizitätsmoduls näherungsweise $E_{||} \approx E_{f||} * \varphi$ und letztlich $E_{||} \sim E_{f||}$ beziehungsweise $E_{||} \sim \varphi$ impliziert werden [16, 182]. Die Eigenschaften eines Laminates hängen folglich hauptsächlich vom Faservolumenanteil, der Faserlänge, dem Fasermodul sowie der Faserfestigkeit ab. Ausführliche und rechnergestützte Modelle sowie Ansätze zum mechanischen Verhalten von Faserverbundwerkstoffen sind in der weiterführenden Literatur beschrieben [183]. Die konventionellen Verarbeitungsverfahren sind in Abhängigkeit der Faserlänge, der Faserorientierung sowie des typischen Faservolumenanteils in [18, S. 54, Bild 2.20] eingeordnet. Auch wenn die Kurzfaserverstärkung gemäß Jansson und Pejryd [184], Salazar et al. [185] und Jing et al. [186] sowohl in Lasersinter (LS) Verfahren als auch nach Sano et al. [187] in Stereolithografie (SL) Verfahren sowie diversen weiteren Prozessen prinzipiell möglich ist, wird eine Implementierung im MEX-Verfahren angestrebt [188–190]. Im MEX-Prozess muss für die Integration der Kurzfasern lediglich die Materialbasis in der Filamentherstellung modifiziert werden, weshalb die Hürden für die Implementierung einer Verstärkung im Gegensatz zu den Schmelz- und Sinterverfahren niedriger sind.

2.2.4. Material Extrusion mit Kurzfasern

Die Kurzfaserverstärkung im MEX-Verfahren ist bereits Gegenstand aktueller und vergangener Untersuchungen. Eine umfassende Sammlung der Forschungsaktivitäten im Rahmen der MEX-Kurzfaserverstärkung kann Brenken [191], erweitert durch Baumann [72], sowie Fallon et al. [192] und Goh et al. [193] entnommen werden. Die Sammlungen umfassen dabei teilweise die Arbeiten von

Salem et al. zum Thema von CNT-verstärktem ABS [194], CNT-verstärktem PEEK [195], CNT-verstärktem PLA [196] sowie weitere Untersuchungen hinsichtlich der Wirkung der Kurzfaserverstärkung. Tekinalp et al. [197], Love et al. [198], Ajinjeru et al. [199, 200], Ning et al. [201–204], Duty et al. [205, 206], Jang und Smith [207, 208], Torrado Perez et al. [209] mit korrespondierendem Erratum in [210], Shofner et al. [211, 212], Liao et al. [213], Gardner et al. [214, 215], Ferreira et al. [216], Spoerk et al. [217], Ivey et al. [218], Young et al. [219], Morsidi et al. [220], Pearson et al. [221], Liu et al. [222], Sánchez et al. [223] nutzen unterschiedliche Matrix- und Verstärkungswerkstoffe, unter anderem auch PA 6 mit Kurzfasern [224] und weisen deren Verstärkungswirkung nach, jedoch ohne Bezug oder Rücksicht auf die industriellen, essenziellen Anforderungen des Flammenschutzes zu nehmen. Die für die Implementierung der Kurzfaserverstärkung notwendigen Änderungen gegenüber dem konventionellen MEX-Prozess betreffen hauptsächlich das Materialsystem selbst. Die Herstellung der verstärkten und gefüllten Filamente erfolgt grundsätzlich durch das Compoundieren des Matrixgranulates durch die Zugabe von Verstärkungs- und Füllstoffen und der anschließenden Filamentextrusion [225]. Hierbei werden die Fasern bereits erstmalig vororientiert. Das MEX-Verfahren selbst bleibt weitestgehend unverändert, außer dass aufgrund der abrasiven Wirkung der Fasern gehärtete Düsen eingesetzt werden. Typischerweise beträgt der Düsendurchmesser $\geq 0,6$ mm und die Schichthöhe je nach Faserlänge $\geq 0,15$ mm, um das Verstopfen der Düse zu vermeiden. Der Konuswinkel der Düse beeinflusst die Faserorientierung und den erreichbaren Extrusionsdruck [226]. Die Wahl der Bahnbreite ist in Abhängigkeit des Düsendurchmessers so zu treffen, dass das Düsendurchmesser-Bahnbreiten-Verhältnis gemäß Kapitel 2.2.2 nicht zu groß oder klein wird, um die für die Faserorientierung nachteiligen Quer- und Dehnströmungen einzuschränken. Die Faserorientierung bestimmt nicht nur die laminare Festigkeit, sondern hat auch Auswirkungen auf die interlaminare Festigkeit [227, 228]. Die Kurzfaserverstärkung ist in Übereinstimmung mit Abbildung XII-2-8 mit niedrigen Hürden für die Implementierung verknüpft. Aufgrund der Steigerung der mechanischen Eigenschaften sowie dem typischerweise prozesseitig verringerten Verzug kann die Effizienz und die Leistungsfähigkeit maßgeblich erhöht werden. Der unzureichende Flammenschutz und der erhöhte Mikroporengehalt verhindern den sicherheitsrelevanten sowie technisch anspruchsvollen Einsatz gemäß den Anforderungen aus Kapitel 1.2, weshalb untersucht wird, wie die positiven Verstärkungseffekte trotz des einzuarbeitenden Flammenschutzmittels beibehalten werden können.

2.2.5. Material Extrusion mit Endlosfasern

Die prozess- und materialtechnischen Hürden zur Implementierung der Endlosfaserverstärkung liegen gegenüber der Kurzfaserverstärkung generell höher. Die Endlosfaser muss nicht nur adäquat in den Prozess integriert, sondern zusätzlich an strategischen Positionen durchtrennt werden. Baumann zeigt verschiedene Wege zur Integration der Endlosfasern auf und fasst die aktuellen Entwicklungen weitgehend zusammen [72]. In Analogie mit der Kurzfaserverstärkung bedingt der Werkzeugweg aufgrund seiner direkten Kopplung und Kongruenz mit der einzigen Komponente des Orientierungstensors direkt den mechanischen Charakter des Bauteils. Das MEX-Verfahren mit Endlosfasern kann gemäß Abbildung XII-2-15 in Anlehnung an Prüß und Vietor [229, 230] sowie Baumann et al. [231] nach dem Zeitpunkt der Faserintegration in die prä, in situ und post Integration unterteilt werden. Je nach verwendetem Fasertyp entspricht diese Unterteilung auch dem Zeitpunkt der Faserimprägnierung. Die Qualität der Imprägnierung der Fasern mit der thermoplastischen Matrix ist von der Viskosität, dem Druck, der Temperatur und der Zeit abhängig. Das prozesstechnisch entscheidendste Kriterium für bestmögliche mechanische Eigenschaften ist die Qualität der Faserimprägnierung. Die Adhäsion der Matrix an der Faser stellt die Kraftübertragung im Laminat sicher, weshalb für eine maximale Leistungsfähigkeit eine vollständige Durchtränkung der Faserbündel gewährleistet sein muss. Die Fasern können hierzu mit einer speziellen matrixkompatiblen Schlichte

versehen werden oder vor der Imprägnierung gespreizt werden, um den Effekt der Imprägnierung zu maximieren.

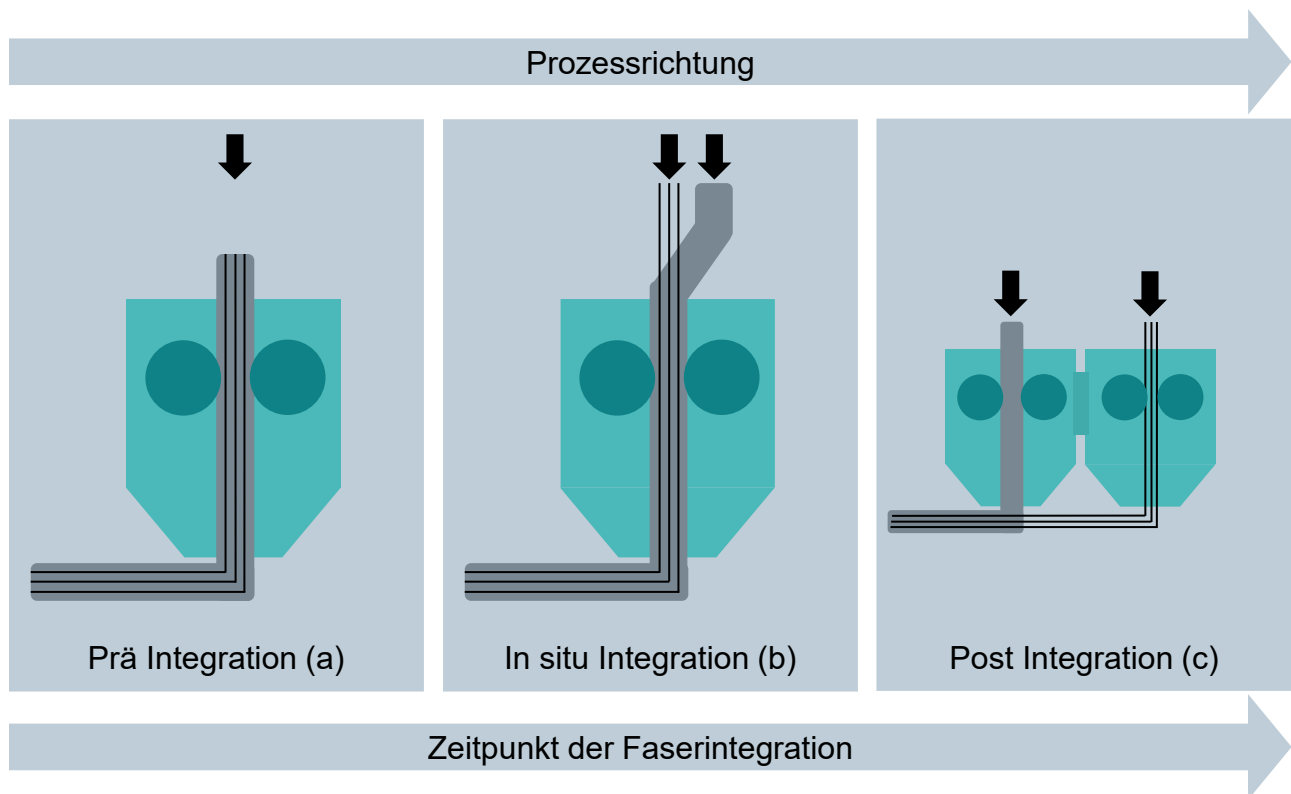


Abbildung XII-2-15: Möglichkeiten der Endlosfaserintegration in Anlehnung an [231]

Hersteller von kommerziellen Maschinen zur Endlosfaserintegration mit entsprechender Relevanz innerhalb der Branche sind nachfolgend ohne Anspruch auf Vollständigkeit alphabetisch aufgelistet:

- 9Tlabs [232]
- Arevo [233]
- Anisoprint
- CEAD B.V.
- CIKONI [234]
- Continuous Composites
- Ingersoll Machine Tools
- Markforged
- Orbital Composites

Ausgehend von den kommerziellen Maschinen und Verfahren existiert eine Vielfalt an Material- und Verfahrensmodifikationen, die in verschiedenen Ausprägungen im wissenschaftlichen Kontext untersucht werden und von Goh et al. [193], Baumann [72] und Kabir et al. [235, S. 15, Tabelle 5] zusammengefasst sind. Die für diese Arbeit relevanten Untersuchungen können aufgrund ihres Umfangs separat in Tabelle XIV-1-I mit ihren jeweiligen Merkmalen eingesehen werden. Hierbei ist auffällig, dass nur ein geringfügiger Bruchteil der Untersuchungen die Vorimprägnierung oder die in situ Integration behandelt und die Mehrheit der Veröffentlichungen den kommerziellen Ansatz von Markforged thematisieren, obwohl dieser prozesstechnisch nach dem 2,5-D Prinzip verfährt und damit lediglich für zweidimensional beanspruchte Bauteilgeometrien geeignet ist. Das Prinzip der nachträglichen Matrixintegration mit vorimprägnierten Endlosfasern ist am Beispiel des „Composers“ von Anisoprint in Abbildung XII-2-16 dargestellt. Die Verbundherstellung erfolgt direkt auf dem Substrat beziehungsweise dem Bauteil selbst. Für einen industriellen Einsatz im Sinne von flammgeschützten, großflächigen, gekrümmten oder gewölbten Bauteilen ist dieses Verfahren nicht geeignet. Das

verfügbare Volumen des Bauraums ist zu klein und das kostenintensive Material kann nicht durch andere Materialsysteme substituiert werden.

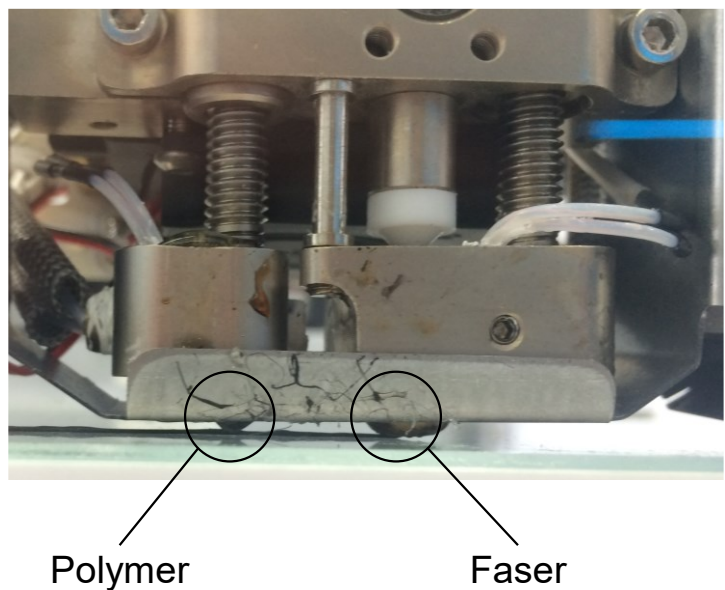


Abbildung XII-2-16: Prinzip der nachträglichen Matrixintegration am Beispiel von Anisoprint

Dadurch, dass der Druckkopf starr angeordnet ist, muss jede faserverstärkte Werkzeugbahn aufgrund der notwendigen Matrixintegration doppelt abgearbeitet werden, wodurch das Verfahren langsam und unwirtschaftlich ist. Die Möglichkeiten der Einflussnahme auf die Bahnplanung sind aufgrund der unternehmenseigenen Software sehr stark limitiert, was für Heimannwender im Sinne des „Plug-and-Play“ Prinzips erstrebenswert scheint, jedoch nicht den Bedürfnissen einer durchgängigen CAX-Kette und einer lastpfadgerechten Auslegung entspricht.

Bei der in situ Imprägnierung wird in einem vorgelagerten Pultrusionsprozess typischerweise das Lösungsmittel Dichlormethan eingesetzt, um die Faserbündel in den gelösten und dadurch niederviskosen, thermoplastischen Monomeren zu tränken [236–238]. In Abbildung XII-2-17 nutzen Eichenhofer, Ermanni, Wong und Schneeberger [232, 239] den Pultrusionsprozess als Vorstufe zum MEX-Prozess und extrudieren Hybridgarne aus PA 12 und streckgebrochenen Carbonfasern.

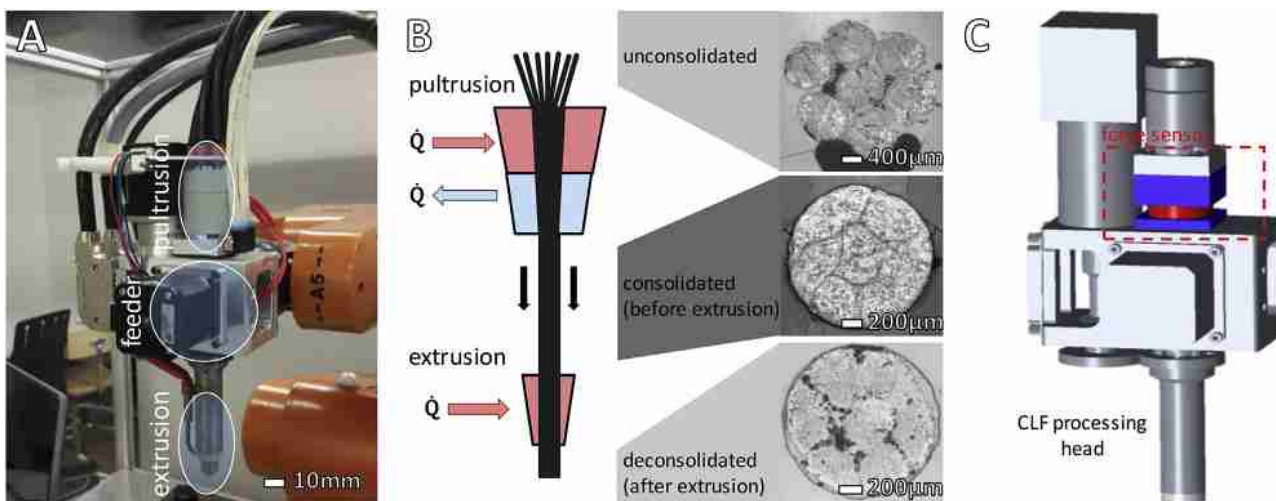
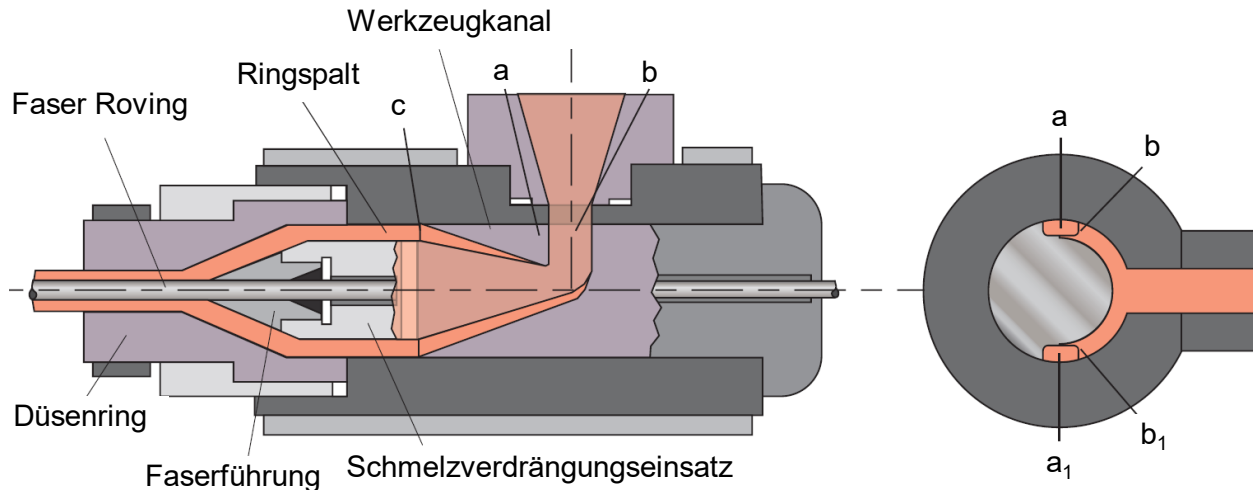


Abbildung XII-2-17: In situ MEX-Prozess mit PA 12 und streckgebrochenen Carbonfasern aus [232]

Mithilfe der vorgelagerten Pultrusion können die Faserbündel aufgrund ihres biegeschlaffen Charakters überhaupt erst im Prozess geführt werden, ohne den Nachteil, dass der zusätzliche

Fertigungsschritt die Prozesskette verlängert. Die anschließende Coextrusion basiert auf der gleichzeitigen, separaten Zuführung des Matrixfilaments und des vorimprägnierten Faserfilaments durch eine einzige Düse. Die Verbundherstellung mit der Matrix erfolgt demnach in der Düse. In Kombination mit der Roboterkinematik besticht dieses Verfahrensprinzip durch Flexibilität, günstige Standardhalbzeuge, einen hochintegrierten Prozess, einen hinreichenden Automatisierungsgrad und gute mechanische Eigenschaften, da der anfänglich hohe Porengehalt durch zyklisches Aufschmelzen und Abkühlen weitgehend verringert werden kann [232]. Dadurch, dass jedoch nach wie vor kein Flammschutzmittel eingearbeitet ist und die durchgängige CAx-Prozesskette kaum Beachtung findet, ist auch dieses Verfahren angesichts der Anforderungen aus Kapitel 1.2 nicht direkt applizierbar.

Die vorimprägnierten Filamente für die Variante der prä Integration werden typischerweise nach den Möglichkeiten von van de Steene et al. [240] oder nach der Vorgehensweise von Hu et al. [241] hergestellt. Als Halbzeuge dienen dabei entweder reine Faserrovings oder Hybridgarne, die bereits einen definierten thermoplastischen Massenanteil aufweisen [242, 243]. Die Herstellung von Hybridgarnen wird von Wiegand und Mäder beschrieben [244]. Zusätzlich zu den bereits aufgezeigten Möglichkeiten der Vorimprägnierung kann auch ein Druckummantelungswerkzeug dazu genutzt werden, um das jeweilige Faserhalbzeug unter hohem Druck zu umspritzen. Hierfür werden die Fasern zentriert in das Werkzeug eingeführt und anschließend mithilfe eines Querspritzkopfes umspritzt. Das Prinzip der Druckummantelung ist in Abbildung XII-2-18 visualisiert und eignet sich sowohl für dickere als auch dünnere Schichten. In Kombination mit einem konventionellen Ein- oder Zweischnellenextruder wird die Einarbeitung des Flammschutzmittels in den Mantel des Filaments bewerkstelligt. Durch den hohen Extrusionsdruck werden prinzipiell gute Imprägnierungsergebnisse erzielt.



Schlauchwerkzeug für die Druckummantelung mit a, b und c beziehungsweise a, b und a₁, b₁ in der rechts dargestellten Seitenansicht:

Beidseitiger Schmelzfluss um das Pinolenwerkzeug. Sobald c erreicht ist, ist das Pinolenwerkzeug mit einer Schmelzeschicht überzogen.

Abbildung XII-2-18: Druckummantelung und Pinolenwerkzeug nach [85, S. 207, Figure 4.30]

Für den zu entwickelnden Herstellungsprozess der vorimprägnierten Filamente werden anhand der vorgestellten Untersuchungen und Potenziale folgende Rückschlüsse und Anforderungen gestellt:

- Vermeidung des Verstopfens der Düse durch die Endlosfasern
- Vermeidung von Faserschädigung

- Maximierung der Faser-Matrix Adhäsion durch Spreizung oder Schlichte
- Maximierung der Durchtränkung durch hohen Druck und niederviskose Matrix
- Einsatz von Hybridgarnen als Standardhalbzeug
- Einsatz von handelsüblichem Granulat
- Flammschutz
- Ermöglichung der Prozessführung biegeschlaffer Fasern
- Geringer Porenanteil
- Möglichst hoher Fasermassenanteil
- Beherrschbarkeit der geometrisch undefinierten Rovings

Da dem Flammschutz eine entscheidende Rolle bei der Gesamtbewertung des Verfahrens zuteilwird, vermittelt nachfolgendes Kapitel einen Überblick über die möglichen Materialsysteme.

2.2.6. Flammschutz

Flammschutzmittel (FSM) sind im Kunststoffmarkt mit 27 % Marktanteil das gebräuchlichste Additiv für Faserverbundwerkstoffe und übertreffen damit den Anteil von Wärmestabilisatoren (15,6 %), Antioxidantien (7,6 %), Gleitmittel (6 %) und Lichtschutzmittel (5 %) [245]. Der globale FSM Markt teilt sich gemäß Abbildung XII-2-19 auf.

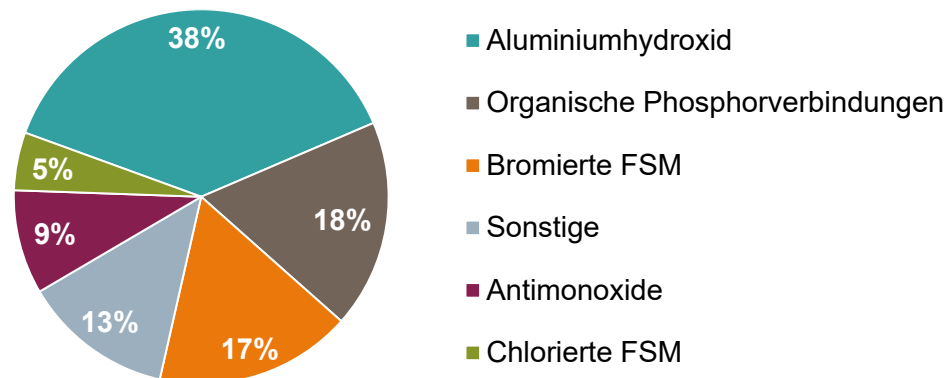


Abbildung XII-2-19: Globaler Markt für FSM (2016) nach [246, gemäß IHS Consulting 2017]

Die Wirkung von Flammschutzmitteln entfaltet sich entweder chemisch oder physikalisch [247]. Die chemischen, halogenhaltigen FSM sind zumeist chlorhaltige oder bromhaltige Stoffe, deren freigesetzte Halogenradikale mit den Polymerketten zu Bromwasserstoff reagieren, der als Substituent für die reaktiven Radikale aus der Verbrennung dient [247, 248]. Aufgrund der besonderen Flamm-schutzanforderungen nach DIN EN 45545-2:2016-02, der europäischen REACH Chemikalienverord-nung und der potenziellen Gesundheitsgefahr durch die halogenhaltigen FSM gewinnen vor al-lem halogenfreie Flammschutzmittel an Bedeutung [249]. Die anorganischen FSM Magnesiumhyd-roxid und Aluminiumhydroxid wirken physikalisch durch Intumeszenz beziehungsweise das volumet-rische Aufschäumen aufgrund der endothermen Freisetzung von Wasser mit einer resultierenden Unterkühlung der Verbrennung sowie der Verdünnung des Brennstoffs [247]. Das halogenfreie und organische Aluminiumphosphinat wirkt ebenfalls durch Intumeszenz, bildet jedoch eine zusätzliche phosphorbasierte Schutzschicht aus, die durch Abschirmung vor Hitze und Sauerstoff schützt und als Aluminiumdiethylphosphinat ($C_{12}H_{30}AlO_6P_3$) von der Firma Clariant unter dem Produktnamen Exolit® OP1230 vertrieben wird [247, 248, 250, 251]. Die Wirkung von FSM kann zusätzlich mithilfe von Synergisten in Form von Antimonverbindungen, Melamincyanurat oder Aluminiumhydroxid ver-stärkt werden [247, 252]. Die flammhemmende Wirkung des Exolit® OP1230 korreliert annäh-ernd linear mit seinem Massenanteil, während gleichzeitig die mechanischen Eigenschaften herabge-setzt werden [248, 253]. Aufgrund dieser gegenläufigen, reziproken Proportionalität muss ein Kompro-miss aus der flammhemmenden Wirkung und der mechanischen Leistungsfähigkeit geschlossen werden.

2.3. Mechanismen zur Erhöhung der interlaminaren Festigkeit

Infolge des schichtweisen Materialauftrags ist das MEX-Verfahren auch ohne eine laminare Faserverstärkung typischerweise von erhöhter Anisotropie geprägt [59, Kap. 6.1.1]. Die erreichbare mechanische Leistungsfähigkeit der Bauteile liegt im MEX im Vergleich zum Spritzguss generell niedriger [102, Bild 5.41 und 6.5], was hauptsächlich der unzureichenden interlaminaren Adhäsion geschuldet ist [225]. Die maßgeblichste quantitative Korrelationen zwischen Parameter und Bauteileigenschaft wird von Bähr und Westkämper in erster Instanz im Thermomanagement beziehungsweise dem Abkühlverhalten sowie in zweiter Instanz im Slicing und der Ablagestrategie gesehen [254, Fig. 3], wodurch sich eine gewisse Analogie zur Werkzeugtemperatur im Spritzguss erkennen lässt. Die Untersuchungen von Chatzidai und Karalekas [255], Kim et al. [256], Faes et al. [257], Morales et al. [258], Bellini und Güçeri [75] sowie die Messungen von Kozior und Kundera [259] bekräftigen diese Korrelation und attestieren dem MEX-Verfahren analog zu den übrigen additiven Verfahren [95, 260, 261] eine generell erhöhte Anisotropie in interlaminarer Z-Richtung. In dritter Instanz folgt die Materialzusammensetzung aufgrund von Additiven, weshalb auch dieser Parameter im Rahmen der Kurzfaserverstärkung und der eingearbeiteten Flammschutzmittel im vorigen Kapitel 2.2 bereits behandelt wird. Das Thermomanagement zielt auf die Beeinflussung der interlaminaren Festigkeitseigenschaften ab, da die Substrattemperatur vor allem bei großflächigen Bauteilen nahe der Raumtemperatur liegt, bevor ein schmelzeförmiger Extrusionsstrang darauf abgelegt wird und sich durch den Wärmeeintrag mit der darunter liegenden Schicht verbindet. Hertle et al. [262] haben bereits nachgewiesen, dass die Temperatur des darunterliegenden Stranges über die Kristallschmelztemperatur angehoben werden muss, um eine hohe Verbindungsfestigkeit zu erreichen [263]. Die Temperaturhistorie eines Bauteils bestimmt demnach das interlaminare Anisotropieverhalten und wird von Ahn et al. [264], Raut et al. [265], Quan et al. [266], Sánchez et al. [223] sowie Knoop und Schoeppner [267] vertiefend untersucht. Die interlaminare Festigkeit ist gemäß Abbott et al. [268] von prozesstechnischen Faktoren sowie laut Yan et al. [269, Fig. 5] vom geometrischen Querschnitt des Extrusionspfades abhängig, da sich bei niedrigen Quotienten aus der Schichthöhe und der Bahnbreite ein erhöhtes Adhäsionspotenzial einstellt. Nachfolgend werden zusätzlich zu den fertigungstechnischen Möglichkeiten zur Erhöhung der interlaminaren Festigkeit material- und prozesstechnische Maßnahmen aufgezeigt.

2.3.1. Thermisch induzierte Methoden

Seppala et al. [270] erreichen bezogen auf das Grundmaterial lediglich 70 % der möglichen Festigkeit und machen dafür unter anderem Schereffekte und eine zu kurze Einwirkzeit beziehungsweise eine zu niedrige Temperatur für die Diffusion in der Wärmeeinflusszone (WEZ) verantwortlich. Die im MEX-Verfahren allgemein äußerst inhomogene Temperaturverteilung ist in [271, Fig. 3] visualisiert. Eine potenzielle Erhöhung der Extrusionstemperatur verstärkt die Degradationseffekte und verlängert das Zeitintervall, in denen die Endlosfasern in der Schmelze beweglich sind, weshalb der Strang unmittelbar nach der Extrusion gekühlt werden muss. Die Verlängerung der Einwirkzeit verlangsamt das MEX-Verfahren bis hin zur Unwirtschaftlichkeit, weshalb anderweitige Methoden zur Beeinflussung der WEZ evaluiert werden müssen. Die Umgebungstemperatur und die Konvektion haben nach Sun et al. [137] einen wesentlichen Einfluss auf die Mesostruktur des Polymers, weshalb gemäß der Klassifizierung nach Grewell und Benatar [272, Fig. 2.] Möglichkeiten eines externen und internen Wärmeeintrags geprüft werden müssen. Ein externer Wärmeeintrag kann entweder nach Mei et al. [273] durch Heißpressverfahren oder allgemeiner über isostatischen Druck unter Temperatureinwirkung erfolgen [274]. Hart et al. [275] erreichen im Falle eines amorphen ABS mithilfe einer isothermen Wärmebehandlung eine maßgebliche Steigerung der interlaminaren Festigkeit und übertreffen dabei nach eigener Aussage teilweise die Literaturangaben der

mechanischen Eigenschaften aus dem Spritzguss. Dieses äußerst vielversprechende Prinzip wird in der Technik als in-line Umsetzung durch isotherm beheizte Bauräume verwirklicht und ist vergleichsweise weit verbreitet. Hertle nutzt eine beheizte Konsolidierungsrolle in Verbindung mit Polypropylen (PP) und erreicht damit nicht nur tendenziell höhere Bruchspannungen, sondern außerdem eine höherer Prozessrobustheit, ein homogeneres Temperaturprofil und reduzierte innere Spannungen [263]. Als in-line Prozess eignet sich der externe Wärmeeintrag mittels Heißgasdüse, wie er bei 9Tlabs [232] praktiziert wird. Problematisch ist hierbei die Steuerung und Regelung der Heißgastemperatur in Abhängigkeit der Substrattemperatur und der großflächige Wärmeeintrag. Eine hohe Steigerung der interlaminaeren Festigkeit infolge eines internen Wärmeeintrags kann auch mithilfe von Mikrowellen durch dielektrische Barriereentladung erzeugt werden, sofern spezifische CNT Materialien eingesetzt werden [195, 276].

Als interner Wärmeeintrag eignen sich neben den nachträglichen Möglichkeiten der Mikrowellendurchwärmung gemäß der Ausarbeitung von Nakagawa et al. [277] oder der Wärmenachbehandlung nach Basgul et al. [278] und Prajapati et al. [279] auch in-line Methoden in Form von Ultraschall [280] und vor allem Infrarot- (IR) und Laserstrahlungsquellen, die sich als äußerst gezielt und wirkungsvoll erweisen [99, 233, 281–283]. Kisohre et al. zeigen anhand eines kurzcarbonfaserverstärkten ABS die Effektivität einer InfrarotVorwärmung, indem sie unter entsprechenden Bedingungen eine Verdopplung der Bruchenergie erreichen [284]. Die aktive Steuerung der Vorwärmung und die damit verbundene Steigerung beziehungsweise Senkung der Substrattemperatur auf oberhalb und unterhalb der Glasübergangstemperatur ist vor allem deshalb effektiv, da dem Substrat selektiv auch entsprechende Konsolidierungsphasen ermöglicht werden, um ein Kollabieren des Bauteils zu verhindern. Sowohl die laterale Bestrahlung als auch die Laservor- und Nachbehandlung gemäß Du et al. [285] erweisen sich bei geringen Verfahrensgeschwindigkeiten mit bis zu 2,0 Watt Laserleistung in Analogie zu dem Konzept von Ravi und Deshpande [282, 283] als äußerst wirkungsvoll. Der kompakte IR-Diodenlaser ist präzise, stufenlos regelbar, bewirkt eine minimal invasive WEZ und seine homogene Intensitätsverteilung steht ad hoc zur Verfügung. Die allgemeinen Grundlagen des LASER Prinzips werden in einschlägigen Literaturwerken ausgiebig behandelt [286, 287]. „Mit Reflexionsgrad R, Absorptionsgrad A und Transmissionsgrad T wird demnach das Verhältnis von Leistungen, Leistungsdichten/Intensitäten (wenn die Vorgänge je Flächeneinheit betrachtet werden, wie es in theoretischen Beschreibungen stets geschieht) oder Energien bezeichnet.“ [287] Der Durchgang im Medium wird von Schulz [288, S. 5] veranschaulicht und kann als Formel für die Intensität I wie folgt zusammengefasst werden:

$$I = R + A + T$$

Formel (2-h) aus [287, S. 116, (3.3)]

Auch die Kombination aus externem und internem Wärmeeintrag in Form einer Konsolidierungsrolle in Anlehnung an Hertle et al. [263] und einem kollimierten Laserstrahl ist bereits im Rahmen des LOM Verfahrens Gegenstand aktueller Untersuchungen [289]. Analog hierzu kombinieren Meng et al. [290] im MEX-Prozess Endloscarbonfasern mit einer Laservorwärmung und können die interlaminaere Scherfestigkeit sowie die Biegefestigkeit grundsätzlich steigern. Neben den thermischen Methoden können auch nicht-thermische Technologien zur Erhöhung der interlaminaeren Adhäsion angewendet werden, die nachfolgend erläutert sind.

2.3.2. Nicht-thermische Methoden

Die Verbesserung der interlaminaeren mechanischen Eigenschaften kann bereits auf materialtechnischer Ebene durch entsprechende Zugschlagstoffe bewerkstelligt werden. Hierfür eignen sich vor allem Füllstoffe mit hoher Wärmeleitfähigkeit wie zum Beispiel Carbonfasern sowie Additive mit niedrigerem Molekulargewicht, da weniger Energie für die molekulare Diffusion benötigt wird [207, 291,

292]. Bei dem Einsatz von Carbonfasern können im Allgemeinen trotz der dadurch verursachten, höheren Schmelzeviskosität bessere interlaminaire Eigenschaften erreicht werden, die in Kombination mit teilkristallinem PA 6 circa 80 % des Eigenschaftsniveaus von spritzgegossenen Prüfkörpern betragen können [115, 149], was darauf zurückgeführt wird, dass die molekulare Diffusion infolge der gesteigerten Schweißenergie erhöht wird [293]. Auch durch die Zugabe von 10 % Massenanteil Triphenylphosphat (TPP) zu einem PC-ABS Blend kann die Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Bahnstrategien aufgrund der verminderten Glasübergangstemperatur und den veränderten Fließeigenschaften ebenfalls gesteigert werden [294]. PLA, das mit photosensitiven Füllstoffen additiviert ist und anschließend mit ionisierter Gammastrahlung vernetzt wird, weist bessere thermomechanischen Eigenschaften und eine erhöhte Resistenz gegen Lösungsmittel auf [295]. Bereits die atmosphärische Plasmabehandlung des Granulats kann für ABS und PLA einen Festigkeitszuwachs von 22 % beziehungsweise 16 % bewirken [296], der qualitativ auch in der in-line Plasmabehandlung von Shih et al. [297] und Narahara et al. [298] beobachtet wird. Lederle et al. erzielen bei ABS durch eine inerte Stickstoffatmosphäre während der Fertigung eine erhöhte Bruchdehnung sowie eine tendenziell erhöhte Festigkeit für ein Polyamid, die jedoch aufgrund der hohen Standardabweichung nicht zwangsläufig stichhaltig ist [299]. Mechanische Methoden zur Erhöhung der interlaminairen Eigenschaften nach dem Vorbild des Z-Pinnings werden von Duty et al. untersucht und erweisen sich als äußerst effektiv, da die C-Fasern auch in Z-Richtung eingebracht werden können [300, 301].

2.4. Arbeitsvorbereitung & CAx-Prozesskette

Die Grundlagen der rechner- und computerunterstützten Prozessketten sind für konventionelle Fertigungstechnologien von Hehenberger beschrieben [302]. Der generische AM-Prozess, der von Gibson et al. [36], Gebhardt et al. [59], Lachmayer et al. [68] aufgezeigt wird, unterscheidet sich hierbei in spezifischen Teilbereichen, die in diesem Kapitel behandelt werden. Mit der verallgemeinerten Darstellung der Datenflüsse nach Gebhardt [61, S. 34] und der VDI 3405 [3] nach Danjou und Köhler [303] kann die Prozesskette wie folgt zusammengefasst werden: Die volumetrische 3-D Repräsentation aus der CAD Umgebung wird über die Exportschnittstelle polygonisiert und in ein flächenbasiertes, geschlossenes und maschinenunabhängiges Modell überführt, das je nach Tessellierung mit Fehlern behaftet ist. Die Fehler bestehen im Wesentlichen aus zu großzügig gewählten Winkel- oder Sekantentoleranzen und verstärken das Problem des Treppenstufeneffektes, wodurch die geometrischen Form-, Lage- und Oberflächentoleranzen nicht eingehalten werden können. Fehlerbehaftete Flächennormalenvektoren und fehlenden Facetten, die verhindern, dass das Modell „waserdicht“ ist beziehungsweise über geschlossene Oberflächen verfügt, werden typischerweise separat mit spezifischer Algorithmik eliminiert. Das resultierende Facettenmodell, dessen Oberfläche mittels aneinandergfügter Dreiecke approximiert wird, verfügt über keinerlei Volumen-, Material- oder Fertigungsparameter und ist eine rein geometrische Beschreibung der geschlossenen Oberfläche, weshalb in der Arbeitsvorbereitung ein weiteres Softwareprogramm dazu genutzt werden muss, um die fertigungsrelevanten Daten zu ergänzen. Die relevanten Prozess- und Fertigungsdaten werden mithilfe eines „Slicers“ definiert, wodurch eine maschinenlesbare und -spezifische Datei entsteht, die anschließend von der jeweiligen Maschine eingelesen wird. Der Prozess des „Slicings“ beschreibt die Unterteilung der Facettenkörper in zweidimensionale Einzelschichten mit der entsprechend definierten Schichtdicke sowie die Bahnplanung innerhalb einer Einzelschicht. [3, 61, 64, 65, 68]

Durch die Überführung der ursprünglich volumetrischen Geometrie in eine oberflächenbasierte Approximation gehen wichtige (Meta-)Daten verloren, weshalb es erstrebenswert ist, sich an der zu meist durchgängigeren Prozesskette der konventionellen Technologien zu orientieren. In Übereinstimmung mit Nezami und Fuhr wird die konsequent umgesetzte, digitale, durchgängige und

integrierte Prozesskette zusammen mit einem hohen Automatisierungsgrad als essenziell angesehen, damit das Kosten- und Leichtbaupotenzial im Rahmen der additiven Fertigung voll ausgeschöpft werden kann [234]. Ein Zwischenschritt auf diesem Weg wird durch den fortgeschrittenen Hybridansatz aus konventionellen Slicern und der Hybridisierung auf der Basis von CAM-Prozessen gemäß Elser et al. [304] vollzogen. Ein möglicher Zielprozess für eine vollständige CAD-CAM-Integration wird von Martha [305] aufgezeigt. Neben der Einbindung von weiteren CAE- oder Optimierungsfunktionalitäten nach dem Vorbild von Xiao et al. [306], „GENOA 3DP“ oder „MSC Apex Generative Design“ sind vor allem die Möglichkeiten der dreidimensionalen Bahnplanung elementar für den Aspekt der Faserverstärkung. Das gleichzeitige Interpolieren von drei beziehungsweise fünf Achsen nach dem Vorbild von Tang et al. [307] und Kwon et al. [308] ermöglicht ein enormes Einsparungspotenzial hinsichtlich der Stützstrukturen und eine lastpfadgerechte, gezielte Integration von Fasersträngen auf einer Freiformoberfläche [309].

2.5. Versagensmodi und Defekte beim MEX-Verfahren

Gemäß Camanho et al. [310] wird das Versagen von laminatartigen Verbundstrukturen generell auf der Mesoebene analysiert. Mit Verweis auf [157, 311] wird der Materialverbund laut Camanho et al. in Anlehnung an Abbildung XII-2-13 als ein Stapel homogener Schichten mit jeweils eigenen Orthotropieeigenschaften in Abhängigkeit der Faserorientierung modelliert, woraus zum Beispiel infolge von Ermüdungserscheinungen gemäß Rösler et al. [120 Kap. 9.3] grundsätzlich zwei Fehlermechanismen beziehungsweise Versagensmodi resultieren: Das intralaminare und das interlaminaire Versagen. Ersteres wird auf mikromechanischem Level auf Faserbruch, Faser-Pullout [312, S. 350], Faserknicken, Matrixbruch und mangelnde Faser-Matrix Adhäsion zurückgeführt, während Zweiteres im Allgemeinen durch Delamination bedingt wird und lediglich von der Matrix-Matrix Adhäsion bestimmt wird [310]. Für die Auslegung eines Laminates müssen jeweils beide Modi sowie deren Kombination herangezogen werden [310]. Aufgrund des grundsätzlich verschiedenartigen Materialcharakters im Laminat differenzieren Schürmann [16], Knoop [313] und die AVK – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e.V. [19] zwischen Zwischenfaserbruch (Zfb) und Faserbruch (Fb). Die Festigkeit gemäß dem Zfb-Kriterium wird wie folgt berechnet [157]:

$$\varepsilon_{llm}^+ < \varepsilon_{llf}^+ \stackrel{\text{def}}{=} F_{lll}^+ = F_{llm}^+ \left(V_m + V_f \frac{E_{llf}^+}{E_{llm}^+} \right) \quad \text{Formel (2-i) nach [157, S. 100, Formel (5.8)]}$$

Im Falle der Anwendbarkeit des Fb-Kriteriums, das nach Puck die wünschenswertere Versagensart darstellt [314], wird folgende Formel verwendet [157]:

$$\varepsilon_{llf}^+ < \varepsilon_{llm}^+ \stackrel{\text{def}}{=} F_{lll}^+ = F_{llf}^+ \left(V_f + V_m \frac{E_{llm}^+}{E_{llf}^+} \right) \quad \text{Formel (2-j) nach [157, S. 99, Formel (5.4)]}$$

Für eine ideale Matrix-Faser Adhäsion kann für die Kombination aus dem Zfb und dem Fb-Kriterium die mittlere Festigkeit gemäß der nachfolgenden Formel bestimmt werden [157]:

$$\sigma_{lll}^+ = \sigma_{llf}^+ V_f + \sigma_{llm}^+ V_m \quad \text{Formel (2-k) nach [157, S. 98, Formel (5.1)]}$$

In Puck [314] sind ergänzend weiterführende Pauschal-, Fb-, und Zfb-Kriterien beschrieben. Nach Schürmann [16, S. 343 ff.] wird ein Fb praktisch ausschließlich durch faserparallele und sehr hohe Beanspruchungen erzeugt und der zugehörige Riss trennt die Fasern quer zu ihrer Längserstreckung. Der parallel zur Faserlängsorientierung verlaufende Zfb erstreckt sich grundsätzlich durch die Matrix und/oder durch die Grenzfläche zwischen Faser und Matrix. Ein Zfb kann vor allem dadurch identifiziert werden, dass der Faserverbundwerkstoff bereits bei deutlich niedrigeren Beanspruchungen versagt und demnach nicht die hohen Festigkeiten der Fasern zum Tragen kommen. Typischerweise liegen oft große Unterschiede zwischen den theoretischen Festigkeiten der Fasern und den tatsächlichen Lamineigenschaften vor, die der Tatsache geschuldet sind, dass die

theoretischen Werte für die Fasern und die daraus resultierenden Faserbündel beziehungsweise Rovings idealisiert sind und die Faser-Matrix Adhäsion als optimal angenommen wird, was an der bereits eingeführten Formel (2-i), Formel (2-j) und Formel (2-k) deutlich wird. [16]

Zusätzlich zu den bereits bekannten, faserverbundtypischen Fehlermöglichkeiten, die zu einem vorzeitigen Versagen des Laminates führen, tragen auch MEX-spezifische Eigenheiten zu dem Spektrum an möglichen Defekten bei. Vor allem Poren, die unter Anwendung eines Vakuums zwar vermindert werden können, aber nach wie vor eine hohe Relevanz für die Festigkeit eines Bauteils haben, sind charakteristisch für das MEX-Verfahren [315]. Die typischen Ursachen für Defekte im faserverstärkten MEX-Verfahren können wie folgt gegliedert und zusammengefasst werden:

- Ursachen für Matrixdefekte
 - Schichtanbindung
 - Porenbildung nach der Klassifizierung von Sing et al. [316, S. 606]
 - Mikroporen (z.B. Dampfeinschlüsse, Vakuolen und Füllstoffe [243] innerhalb einer Einzelbahn)
 - Mesoporen (z.B. durch Packungsmodell und Werkzeugbahnstrategie [16, Kapitel 8.2, 110, 317, Fig. 3., 318, Figure 2])
 - Makroporen (z.B. durch kurzfristig unterbrochenen Materialfluss)
 - Fehlende Stützstrukturen
 - Unvollständige oder inhomogene Kristallinität
 - Degradation
 - Unreinheiten, Kontamination durch Fremdpartikel oder überschüssiger Matrix infolge von Fadenziehen oder nachlaufender Schmelze
 - Schwindung und Verzug, die zu „Warping“ und „Curling“ führen [198]
 - Rissbildung infolge von Eigenspannungen, auch „Cracking“ genannt
 - Gestaltabweichungen [319, 320], z.B. infolge des Treppenstufendefektes [35, 321]
 - Fehlerbehaftete datentechnische Aufbereitung (beispielsweise STL-Parametrierung [35, 36, S. 351, 61, S. 36-40])
 - Fehlende Fasern
- Ursachen für Faserdefekte
 - Vorschädigung der Fasern
 - Mangelnde Faser-Matrix Adhäsion
 - Mikrowelligkeit und Ondulation [16]
 - Fehlerhafter und abweichender Faserpfad (beispielsweise Überlappung)
 - Zu kleine Biegeradien
 - Faseragglomerationen
 - Eigenverdrillen von Fasern [322]

Für die Dichtemessung faserverstärkter Komponenten eignet sich unter anderem die Pyknometermessung [19, Tab.3], aus der sich letztlich der Porenanteil berechnen lässt. Die Poren verfälschen nicht nur die querschnittsbezogene Messung des E-Moduls, sondern setzen aufgrund ihrer Kerbwirkung generell auch die Festigkeit herab [323, S. 138 ff.]. Die teilweise in [324, S. 233 ff.] zusammengefassten Untersuchungen von Ageorges und Ye [325], Henninger et al. [326], Lu et al. [327], Ye et al. [328], Wolfrath et al. [329], Hagstrand et al. [330] sowie die jüngeren Untersuchungen von Brzeski und Mitschang [331] belegen eindeutig und generell die Abhängigkeit der Biegefestigkeit und des Biegemoduls von dem Porengehalt eines Laminates. Im Gegensatz zu der Temperatur und der Haltezeit korreliert der Porengehalt linear und antiproportional mit dem Anpressdruck des Laminates in der Rekonsolidierungsphase, was am Beispiel eines glasfaserverstärkten PA 12 von Ye et al. [326] nachgewiesen wird. Der Porengehalt bewirkt, ausgehend von ca. 12 Volumenprozent in Kombination mit 0,1 MPa Druck eine Biegefestigkeit von ca. 360 MPa und eine Biegesteifigkeit von ca. 18,5 GPa. Der aufgrund des erhöhten Druckes mit 1,0 MPa auf ca. 2,0 % verringerte Porenanteil führt zu einer verbesserten Biegefestigkeit von ca. 580 MPa und einer Biegesteifigkeit von ca. 24,0 GPa [326]. Die mikrostrukturellen Poren können vor allem auf den Effekt der unterschiedlichen

spezifischen Volumenänderung infolge der Kurzfaserausfüllung und auf potenzielle Dampf einschüsse durch unzureichend getrocknete, hydrophile Materialien zurückgeführt werden. Die Mesoporen entstehen vor allem durch die Packungsdichte des Laminataufbaus infolge der Werkzeugbahnstrategie, die in Abbildung XII-2-20 und [16, Abb. 8.1.] schematisch veranschaulicht wird.

Die Poren bewirken eine niedrigere Verbunddichte, die mithilfe der Summenformel wie folgt berechnet wird:

$$\rho_{\text{ges}} = \sum_{i=1}^n \varphi_i \rho_i \quad \text{Formel (2-l) nach [16, S. 165, Formel (6.5)]}$$

In einem Zweikomponentensystem vereinfacht sich die Formel zu:

$$\rho_{\text{Verbund}} = \varphi * \rho_1 + (1 - \varphi) * \rho_2 \quad \text{Formel (2-m) nach [16, S. 165, Formel (6.6)]}$$

Unter Einwirkung von Druck kann der Porenanteil maßgeblich verringert werden [331], was im Gegensatz zum Spritzguss im MEX-Verfahren nicht direkt realisierbar ist. Ausschlaggebend hierfür ist der Effekt, dass die in der Matrix eingeschlossenen Gase gemäß der Darstellung in Abbildung XII-2-21 unter Hitzewirkung expandieren (rechts) und in der Konsolidierungsphase wieder kontrahieren (links). Eichenhofer et al. [232, Fig. 9] haben bereits nachgewiesen, dass ein zyklisches (Re-)Konsolidieren dazu genutzt werden kann, den Porenanteil maßgeblich zu reduzieren.

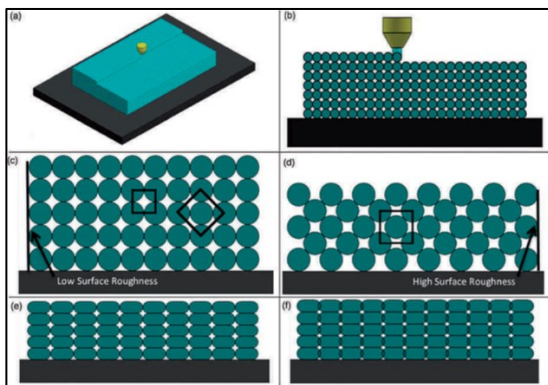


Abbildung XII-2-20: Packungsmodelle im MEX-Verfahren aus [332], auch in [75, 137, 333]

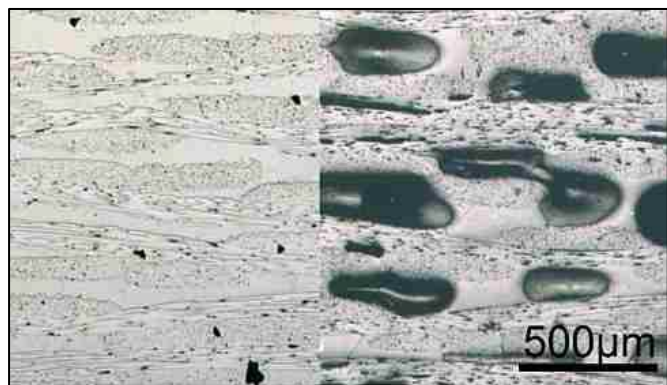


Abbildung XII-2-21: Porengröße infolge (Re-)Konsolidierungsvorgang aus [331]

Gemäß Rösler et al. [120] findet die Kraftübertragung zwischen Faser und Matrix fast ausschließlich über die Reibung beziehungsweise Adhäsion zwischen der Fasermantelfläche und der Matrix statt, weshalb die umfängliche Benetzung der Fasern sowie die ununterbrochene Faser-Matrix Bindung von höchster Bedeutung für die Festigkeit ist. Durch eine zu niedrige Faser-Matrix Bindung wird ein Faser-Pullout verursacht, bei dem Fasern unter Beanspruchung aus der Matrix herausgezogen werden, ohne dass dabei Kraft übertragen werden kann. Die Faser-Matrix Bindung kann durch eine geeignete Schlichte auf der Faser und eine hohe Imprägnierungsqualität verbessert werden.

Die faserspezifischen Defekte können bereits dadurch teilweise vermieden werden, dass geometrische Randbedingungen berücksichtigt werden. In der Bahnplanung muss beachtet werden, dass beim Drapieren der Fasern gemäß Abbildung XII-2-22 Ondulationseffekte entstehen können, weshalb der Krümmungsradius und die allgemeine Bahngeschwindigkeit Teil der Berechnungsformel für den Materialfluss der Faser sein müssen, um Welligkeiten oder Faserrisse aufgrund der unterschiedlichen Beanspruchungsarten gemäß Abbildung XII-2-23 zu vermeiden. Das theoretisch

notwendige Abgleiten einzelner Schichten verursacht eine Scherbeanspruchung zwischen den Einzelbahnen, die in Summe zu Delaminationseffekten führen können.

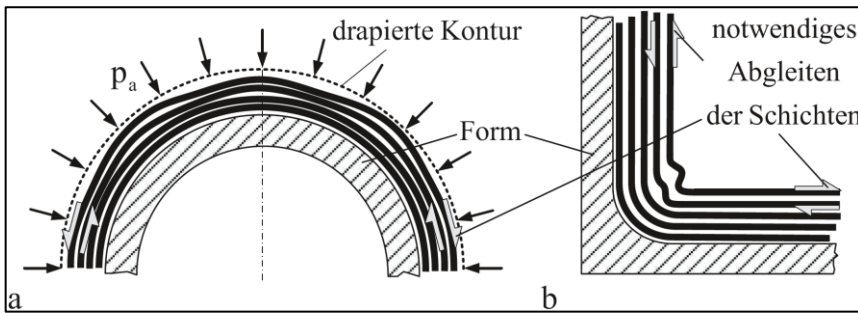


Abbildung XII-2-22: Drapier- und Ondulationseffekte aus [16, Abb. 24.26.]

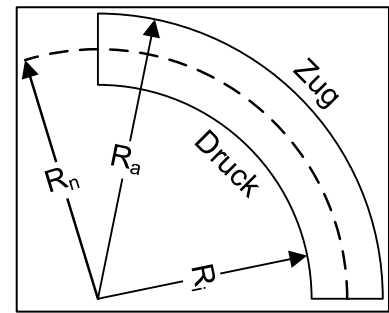


Abbildung XII-2-23: Zug- und Druckbeanspruchung an Faser nach [19, 323]

Beim Ablegen der Fasern muss außerdem darauf geachtet werden, dass der minimal zulässige Biegeradius der jeweiligen Faserart nicht unterschritten wird. Aus diesem Grund muss die Bahnplanung unter der Maßgabe der nachstehenden Formel durchgeführt werden.

$$r_b = \frac{d_f}{2\epsilon_{\max}}$$

Formel (2-n) aus [334, P2.11.]

Die Bahnstrategie, die Faser-Matrix Adhäsion beziehungsweise der Faser-Pullout Effekt, die Delamination sowie die Porenbildung sind laut Papon und Haque [225] im Rahmen der Kurzfaserverstärkung die maßgeblichsten Einflussparameter für die Bruchzähigkeit [225]. Zwar können einige dieser Defekte mithilfe von Designrichtlinien, wie z.B. nach Adam [335] vermieden werden, jedoch sind die Richtlinien nicht nur verfahrens- sondern zusätzlich auch maschinenabhängig. In Vorversuchen mit aktuellen Maschinen gemäß dem Stand der Technik wird untersucht, inwieweit ausgewählte Defekte vermieden oder repliziert werden können.

3. Versuche mit konventionellen Maschinen und Charakterisierung

Die in diesem Kapitel zusammengefassten Versuche dienen zur Charakterisierung der intra- und interlaminaren Steifigkeit beziehungsweise Festigkeit und werden anhand von kommerziell verfügbaren Maschinen durchgeführt. Ziel dieser Voruntersuchungen ist es einerseits, entsprechende Parameter- und Prozessfenster für die eigentliche Versuchsdurchführung in Kapitel 5 und 6 zu definieren und andererseits, Referenz- und Bezugswerte für die Wirksamkeit der Prozess- und Werkstoffmodifikationen zu ermitteln. Die erkannten Potenziale bezüglich der Fertigungstechnik dienen als Grundlage für die Entwicklung und Konstruktion einer 5-Achs Maschine, die im nachfolgenden Kapitel 4 behandelt wird. Die offenbaren Handlungsfelder und Schwerpunkte bezüglich der intralaminaren Festigkeit und Steifigkeit werden in Kapitel 5 durch vertiefende Untersuchungen hinsichtlich der Verstärkungswirkung von Kurz- und Endlosfasern erschlossen und ergründet. Kapitel 6 ist der interlaminaren Festigkeit in Z-Richtung gewidmet, indem mittels hochenergetischer Laserstrahlung die Matrix-Matrix Adhäsion gesteigert wird. Die in diesem Kapitel verwendeten Versuchsanlagen werden von Raths unter dem Aspekt ihrer Funktionalität und Kostenstruktur beziehungsweise ihrer Abmaße eingeordnet [336, S. 10, Abbildung 7].

3.1. Versuche im Rahmen der intralaminaren Kurzfaserverstärkung

Teile dieses Kapitels verwerthen, ergänzen, aggregieren oder subsumieren (Mess-)Daten beziehungsweise Erkenntnisse von Pham, der die mechanischen Eigenschaften von kurzfaserverstärkten Thermoplasten im MEX-Verfahren untersucht und charakterisiert [337]. Die thematisch vertiefende Versuchsdurchführung wird in Kapitel 5.1 behandelt.

Die mechanischen Eigenschaften eines kurzfaserverstärkten Prüfkörpers sind neben dem Matrixwerkstoff und dessen Füllstoffen oder Additiven direkt von der Art, Menge, Länge und Orientierung der Fasern abhängig, wodurch die Messwerte der Zugprüfung gemäß Kapitel 2.2.3 innerhalb des gleichen Werkstoffsystems nach Menges et al. [129] indirekt beziehungsweise rekursiv als Maß für die Ausprägung der Faserorientierung aufgefasst werden können. Durch den der Herstellung zugrunde liegenden Extrusionsprozess sind die Kurzfasern in dem Filament bereits vororientiert, was anhand der in Tabelle XII-3-I abgebildeten Längsschnitte sowohl für Carbon- als auch für Glasfaserfilamente praktisch nachgewiesen wird. Im Anhang in Tabelle XIV-1-II sind die jeweiligen Aufnahmen kontrastreicher dargestellt, um die Identifizierung der Kurzfasern zu erleichtern. Die untersuchten Halbzeuge weisen ausnahmslos anisotrope beziehungsweise transversal-isotrope Eigenschaften auf, weshalb untersucht wird in welchem Maße der eigentliche Fertigungsprozess, bei dem das Extrudat prozessbedingt um 90° in die Horizontale umgelenkt wird, die Vororientierung vermindert, erhält oder verstärkt. Die Fertigungsparameter für die Kurzfaserverstärkung mit ihren zu erwartenden Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften werden im Rahmen der Voruntersuchung qualitativ sowie quantitativ ermittelt und gemäß ihrem Effekt auf die Faserorientierung wie folgt eingeteilt:

- Einfluss der Geometrie
 - Werkzeugbahnstrategie
 - Bahnhöhe (entsprechend der Schichthöhe)
 - Bahnbreite
- Einfluss der viskositätsabhängigen Rheologie
 - Verarbeitungstemperatur
 - Druckgeschwindigkeit

Zusätzlich zu der vorherrschenden Vororientierung der Kurzfasern kann vor allem anhand des Längsschnittes in Tabelle XII-3-I beziehungsweise Abbildung XII-3-24 ein beträchtlicher Porenanteil identifiziert werden, der im Bauteil gemäß Kapitel 2.5 zu einer Verringerung der Steifigkeit und Festigkeit führt.

Tabelle XII-3-I: Poren im Längsschliff von ausgewählten, kurzfaserverstärkten Filamenten

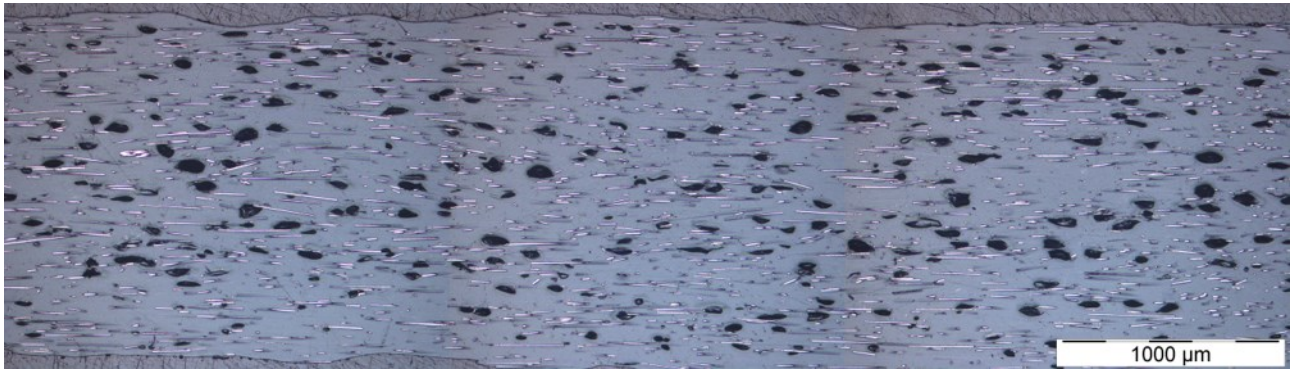


Abbildung XII-3-24: Längsschliff PA 6.66 CF10 KFA (siehe eingefärbte Abbildung XIV-1-1)

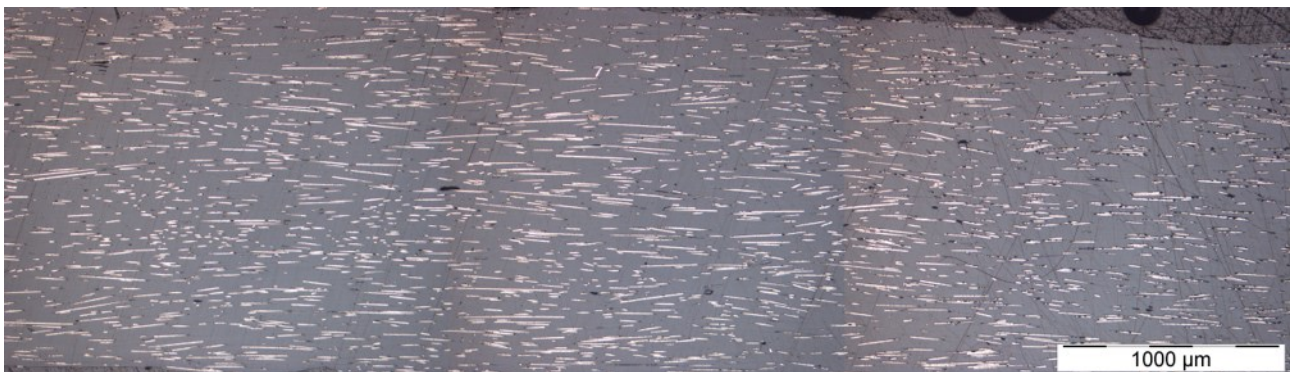


Abbildung XII-3-25: Längsschliff PA 6 CF20 KFG (siehe eingefärbte Abbildung XIV-1-2)

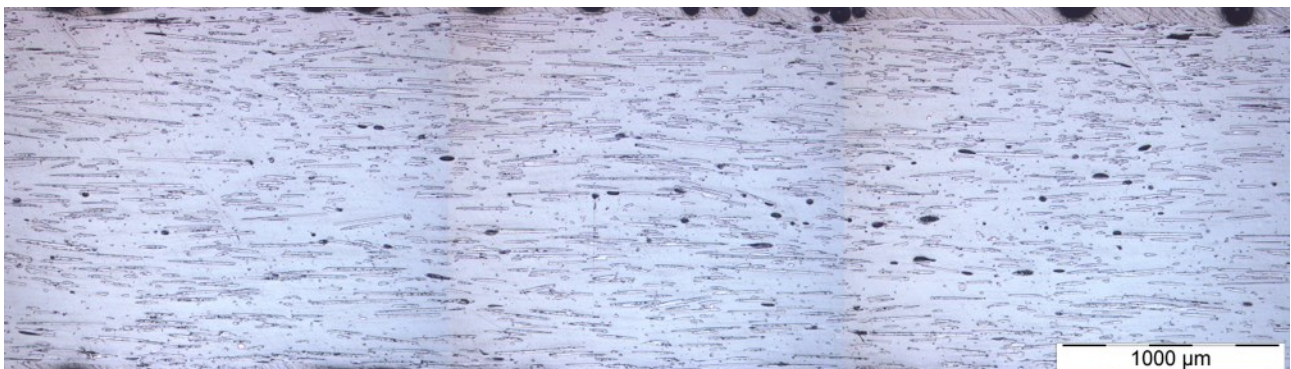


Abbildung XII-3-26: Längsschliff PA 6 GF30 KFH (siehe eingefärbte Abbildung XIV-1-3)

Der Ultimaker S5 wird vornehmlich für die Erforschung der Mechanismen der Kurzfaserverstärkung in Verbindung mit den teils eingearbeiteten Flammenschutzadditiven eingesetzt und unterscheidet sich unter anderem durch seinen verbauten Bowden-Extruder und dem dafür notwendigen Filamentdurchmesser von 2,85 mm von den übrigen verwendeten Maschinen. Da diese Art der Untersuchung vor allem werkstoffspezifischer Natur ist, sind bis auf eine Abdeckung mit Schwebstofffilter (HEPA) und den Einsatz gehärteter Düsen keine maßgeblichen, maschinenseitigen Änderungen nötig, weshalb die Schwerpunkte dieser Voruntersuchung werkstoff- und fertigungstechnischer Art sind. Da selbst ein lediglich teilfaktorieller Versuchsplan mit drei Stufen, fünf Faktoren und neun Werkstoffen mit je sieben Prüfkörpern sehr umfangreich ist, wird die Anzahl an Faktoren durch die Festlegung einer unidirektionalen Strategie vermindert. Die maximal mögliche Festigkeit und Steifigkeit kann sowohl theoretisch nach Schürmann [16] und Menges et al. [129] als auch praktisch auf

Grundlage der Untersuchungen von Moramarco et al. [338] ausschließlich durch eine unidirektional gerichtete Faserorientierung und einer damit einhergehenden maximalen Anisotropie erreicht werden, weshalb den Fasern gemäß Kapitel 2.2.3 durch die Festlegung einer unidirektional gerichteten Werkzeugbahnstrategie die prinzipielle Möglichkeit zur optimalen Faserorientierung gegeben ist. Die Prüfkörpergeometrie zur Ermittlung des Elastizitätsmoduls, der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung wird aufgrund des zugrunde liegenden Extrusionsverfahrens und der thermoplastischen Matrix nach DIN EN ISO 527-2 für Form- und Extrusionsmassen auf Typ 1A mit den Abmaßen $170 \times 10 \times 4 \text{ mm}^3$ festgelegt und ist dadurch direkt mit den Eigenschaften von konventionell gefertigten Extrusionsbeziehungsweise Spritzgussprüfkörpern vergleichbar [339]. Die Vergleichbarkeit mit nach DIN EN ISO 527-4 geprüften faserverstärkten Kunststoffverbundwerkstoffen ist nicht zwangsläufig gegeben. Die zu erzeugende Vorzugsrichtung der Einzelschichten wird ähnlich einem orthotropen Laminataufbau eindimensional entlang der Hauptbeanspruchungsrichtung gemäß der einachsigen Zugprüfung orientiert, was durch folgende Abbildung XII-3-27 verdeutlicht wird.

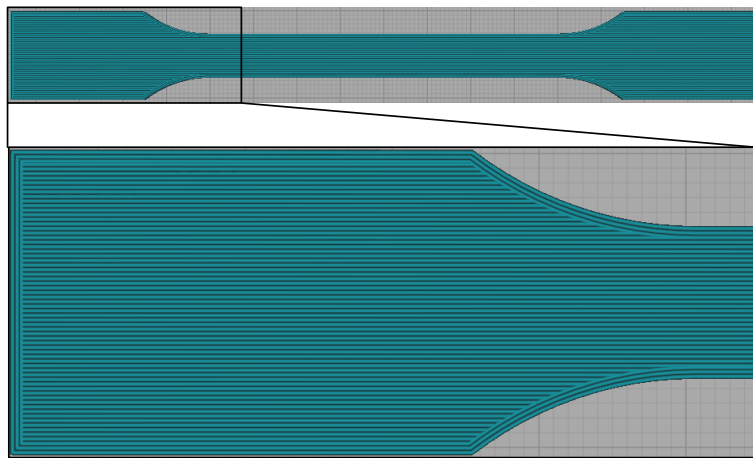


Abbildung XII-3-27: Definition der unidirektionalen Fertigungsstrategie

Der Start- und Endpunkt jeder Schicht wird aus der aktiven Messlänge in den Klemm- beziehungsweise Flanschbereich verlegt, sodass die nicht auszuschließende Kerbwirkung dieser dem Spritzguss ähnlichen Angussstellen die Messergebnisse nicht verfälschen. Jede Schicht ist identisch aufgebaut und wird zusätzlich von zwei umlaufenden Konturlinien eingerahmt, um die Kerbwirkung durch geometrische Formabweichungen zu relativieren. Die Temperatur der Bauplattform beträgt bei allen Versuchsreihen konstant $110 \text{ }^\circ\text{C}$ und liegt damit deutlich höher als die jeweilige Glasübergangstemperatur, wodurch eine hinreichend gute Adhäsion auf der Bauplattform bei gleichzeitig geringem Verzug gewährleistet werden kann. Der Volumenfüllgrad und der Flussfaktor sind als Maß für die Bauteildichte in experimentellen Vorversuchen werkstoffabhängig optimiert, sodass ein maximal dichtes Bauteil ohne Defekte durch Unter- oder Überextrusion hergestellt wird. Nachdem die Strategie als zu variierender geometrischer Faktor eliminiert ist, wird der jeweilige werkstoffspezifische Zentralpunkt der Verarbeitungstemperatur in Abhängigkeit der mittels DSC ermittelten und in Tabelle XII-5-IV zusammengefassten Schmelzpunkte für die Vorversuche nach dem „best-guess“ Prinzip festgelegt. Die Untersuchung der tatsächlich optimalen Temperaturen erfolgt anhand eines nachgelagerten vollfaktoriellen Versuchsplans. Zur Ermittlung der initialen Lage der übrigen, voneinander unabhängigen Zentralpunkte und der Untersuchung einer einfachen Ursache-Wirkung Beziehung zwischen der Schichthöhe, der Bahnbreite, der Druckgeschwindigkeit und den mechanischen Eigenschaften werden diese aufgrund der angestrebten feinen Auflösung beziehungsweise ihres nicht-linear erwarteten Verhaltens experimentell in einem one factor at a time (OFAT)-Versuch bestimmt. Der Parameterraum dieser vorgelagerten, inkrementellen und sequenziellen Untersuchung ist in nachstehender Abbildung XII-3-28 zusammengefasst und bildet die Grundlage für

weiterführende werkstoffübergreifende Untersuchungen und Optimierungen hinsichtlich der Wechselwirkungen zwischen den geometrischen und rheologischen Einflüssen auf die mechanischen Eigenschaften in Form eines vollfaktoriellen DOEs. Aus theoretischer Sicht, gemäß den Ausführungen in Kapitel 2.2.3, wird die longitudinale Ausrichtung der Fasern mit niedrigerer Schichthöhe und schmalerer Bahnbreite durch die geometrische Verringerung der scherungsarmen Kernzone beziehungsweise den erhöhten Schergeschwindigkeitsgradienten verbessert, wodurch auch die mechanischen Eigenschaften in der entsprechenden Vorzugsrichtung gesteigert werden.

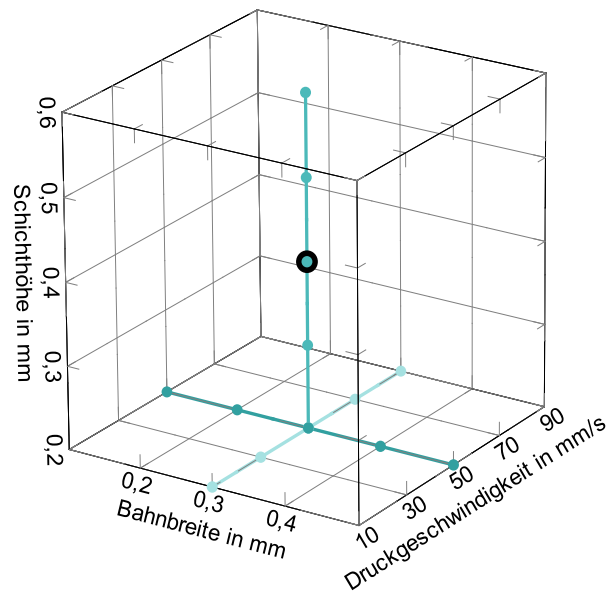


Abbildung XII-3-28: Ermittlung der voneinander unabhängigen Zentralpunkte

Eine möglichst niedrige Schichthöhe und Bahnbreite ist deshalb nicht nur für die Verringerung des dem Schichtprinzip geschuldeten Treppenstufeneffektes förderlich, sondern ebenso für eine gerichtete Faserorientierung. Obwohl der Durchmesser der Carbonfasern lediglich ca. 7 μm und der der Glasfasern ca. 14 μm beträgt, wird die minimale Schichthöhe aufgrund der fertigungstechnischen Umlenkung der Fasern aus der vertikal gerichteten Düse auf die horizontale Schicht für den überwiegenden Teil der gefüllten Filamente auf 0,2 mm limitiert, da die Düse bei geringeren Schichthöhen aufgrund der Faserlänge, die in der Regel mehr als 200 μm beträgt, zu verstopfen neigt und ein beherrschter, zuverlässiger Prozess jenseits dieser Grenze nicht garantiert ist. Auch ein Faserbruch, der die mechanischen Eigenschaften aufgrund der verkürzten Fasern verschlechtert, kann bei Schichthöhen, die weniger als die geometrische Längenausdehnung der Fasern betragen, nicht ausgeschlossen werden. Abbildung XII-3-29 zeigt die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Schichthöhe. Am Beispiel des Werkstoffes KF_A wird für die in Tabelle XII-5-III aufgelisteten Werkstoffe stellvertretend und repräsentativ der Nachweis der besseren mechanischen Eigenschaften bei prinzipiell niedrigeren Schichthöhen erbracht [340]. Dieser Umstand steht im Gegensatz zu dem Prinzip, dass durch zusätzliche Grenzflächen aufgrund der verminderten Einzelschichthöhe der Schichtverbund in seiner Gesamtheit geschwächt wird. Um ausschließlich den Effekt der Schichthöhe zu betrachten, wird die Bahnbreite gemäß dem „best guess“-Prinzip auf der Basis von Erfahrungswerten auf konstant 0,3 mm belassen, wodurch die Fasern innerhalb einer Einzelbahn und damit auch innerhalb einer Schicht zunächst keine geometrische Limitation oder eine Vorzugsorientierung hinsichtlich ihres Rotationsfreiheitsgrades orthonormal zu ihrer Längsachse erfahren und die Einzelschicht in Abhängigkeit der Werkzeugbahnstrategie durch die UD-Verstärkung unter Vernachlässigung der Vororientierung als quasi-isotrop und der Schichtaufbau als orthotrop bezeichnet werden kann. Auf diese Weise sind gemäß Abschnitt „m“ aus Abbildung XII-2-14 Bild „B“

beziehungsweise Bild „D“ theoretisch nur noch zwei Komponenten des Orientierungstensors besetzt. Um den Orientierungstensor auf eine einzelne Komponente zu reduzieren und dadurch eine maximale Anisotropie zu bewirken, wird in einem weiteren Versuch zusätzlich die Bahnbreite verringert.

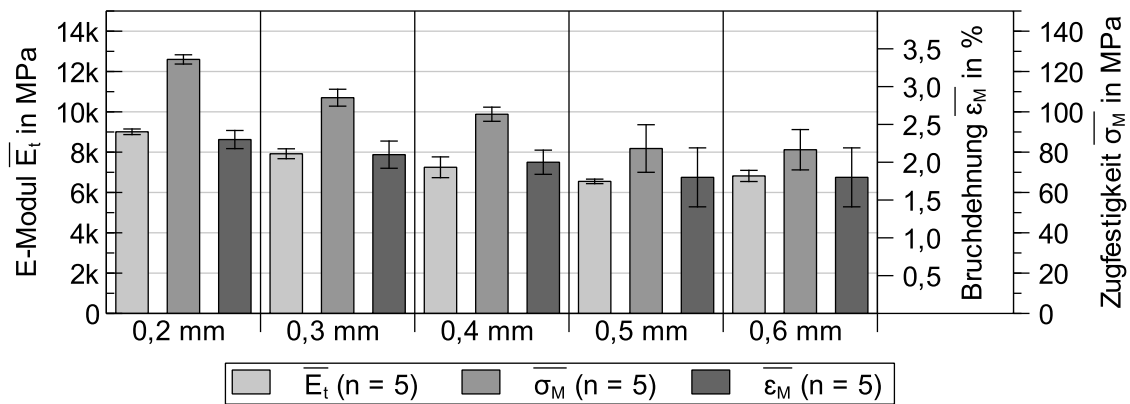


Abbildung XII-3-29: Mechanische Kennwerte in Abhängigkeit der Schichthöhe (trocken)

Die Bahnbreite wird ebenfalls am Beispiel des KF_A Werkstoffes bei der bereits evaluierten, für die mechanischen Eigenschaften optimalen Schichthöhe von 0,2 mm untersucht. Anders als die Schichthöhe wird die Bahnbreite nicht direkt von fertigungstechnischen Parametern limitiert, allerdings ist das Düsendurchmesser-Bahnweiten Verhältnis aufgrund der Querschnittsänderung ein Anhaltspunkt für die Ausprägung der nachteiligen horizontalen Dehn- und Querströmungen der Schmelze entlang der Vorschubrichtung, welche die Fasern quer zur Strömungsrichtung und damit auch quer zur gewünschten Vorzugsrichtung orientieren. Die Ergebnisse der Untersuchung zur optimalen Bahnbreite sind für ein Düsendurchmesser-Bahnweiten Verhältnis in einem Intervall von 1,2–6,0 in Abbildung XII-3-30 zusammengefasst.

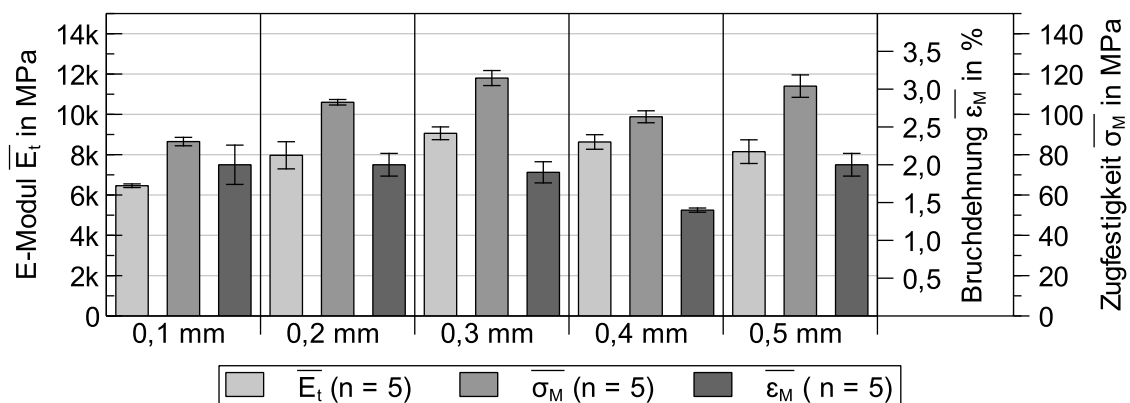


Abbildung XII-3-30: Mechanische Kennwerte in Abhängigkeit der Bahnbreite (trocken)

Hierbei wird deutlich, dass die geringste Bahnbreite entgegen den Erwartungen den niedrigsten E-Modul und Festigkeit aufweist. Die höchsten und damit besten mechanischen Eigenschaften liegen bei einer Bahnbreite von 0,3 mm beziehungsweise bei einem Düsendurchmesser-Bahnweiten Verhältnis von 2,0 vor, was den Schluss zulässt, dass zu große Düsendurchmesser-Bahnweiten Verhältnisse Dehnströmungen und Umorientierungen begünstigen, die die Fasern quer zur Fließrichtung orientieren. Durch noch kleinere Düsendurchmesser kann dieses Verhältnis zwar generell gesenkt werden, jedoch wird dadurch auch das potenzielle Verstopfen der Düse begünstigt, weshalb

auf Untersuchungen dieser Art verzichtet wird. Durch die zusätzliche Ausrichtung der Fasern ist nur noch eine einzige Komponente des Orientierungstensors belegt, woraus gemäß Abschnitt „n“ aus Abbildung XII-2-14 in Bild „D“ ein orthotroper Lagenaufbau mit maximal anisotropen UD-Einzel-schichten resultiert.

Die Vorschubgeschwindigkeit des Filaments ist direkt proportional von der Fertigungsgeschwindigkeit abhängig, da der auf den Werkzeugpfad bezogene Extrusionsvolumenstrom bei konstanten Bahnquerschnitten während der Fertigung konstant bleiben muss, um Unter- oder Überextrusionen zu vermeiden. Gleichzeitig bedingt eine erhöhte Vorschubgeschwindigkeit eine höhere Fließ- und damit Schergeschwindigkeit, weshalb den Molekülketten in der Düse weniger Zeit zu relaxieren bleibt und sie dadurch nach dem Düsenaustritt bei gleicher Düsenlänge einer erhöhten Strangaufweitung unterliegen, die maßgeblich von Dehnströmungen geprägt ist, wodurch die Faserorientierung letztlich verschlechtert wird. Zusätzlich zu den erwarteten negativen Effekten der erhöhten Strangaufweitung verkürzt die höhere Vorschubgeschwindigkeit die Verweildauer der Schmelze in der Düse sowie die volumetrische Ausdehnung der Plastifizierungszone, wodurch den Fasern weniger Zeit zur (Re-)Orientierung bleibt. Demgegenüber steht die erhöhte Schergeschwindigkeit, die sich bei strukturviskosen Polymerschmelzen aufgrund der niedrigeren, druck- und temperaturabhängigen Viskosität erhöht und damit die Faserorientierung verbessert. Um den Einfluss der Druckgeschwindigkeit auf die Faserorientierung zu untersuchen, wird unter Einbeziehung der zuvor ermittelten Zentralpunkte der Schichthöhe und Bahnbreite die Geschwindigkeit zwischen 10 mm/s und 90 mm/s variiert. Die mechanischen Kennwerte dieser Untersuchung sind in nachstehender Abbildung XII-3-31 zusammengefasst.

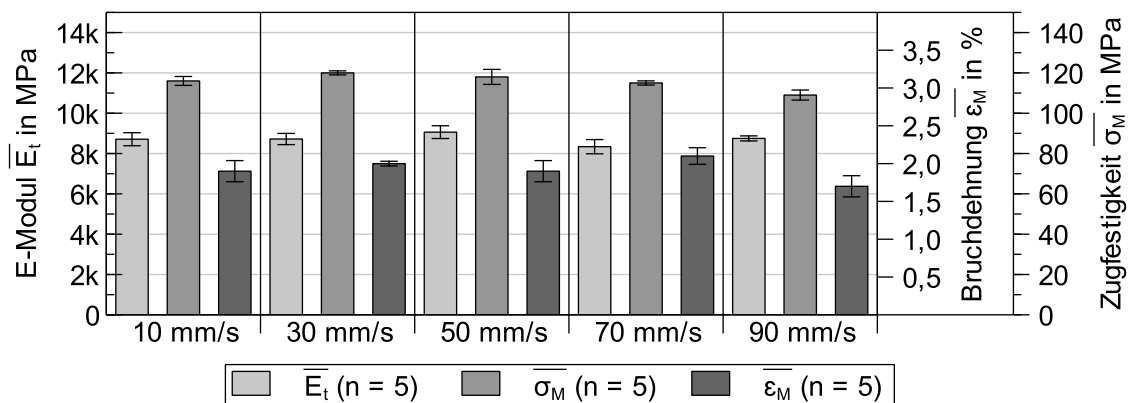


Abbildung XII-3-31: Mechanische Kennwerte in Abhängigkeit der Druckgeschwindigkeit (trocken)

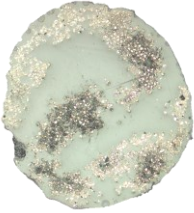
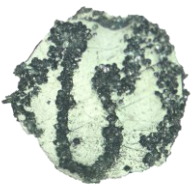
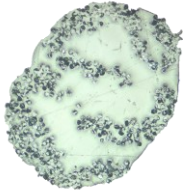
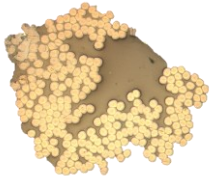
Die Ergebnisse der Zugprüfung legen nahe, dass höhere Druckgeschwindigkeiten zu schlechteren mechanischen Eigenschaften führen können, obwohl die erhöhte Scherrate die gerichtete Faserorientierung prinzipiell begünstigt und der thermo-oxidative Abbau der Polymermolekülketten durch die kürzere Verweildauer in der Düse vermindert wird. Die negativen Effekte der Dehnströmungen aufgrund der höheren Strangaufweitung und die zeitlich sowie geometrisch verkürzte Möglichkeit zur Faserorientierung überlagern die positiven Auswirkungen eines beschleunigten Fertigungsprozesses. In Anbetracht des marginalen Effektes der Druckgeschwindigkeit auf die mechanischen Eigenschaften gewinnt ihr Einfluss gegenüber den Einsparpotenzialen bei der Fertigungszeit elementar an Bedeutung und wird dadurch zu einer zentralen Stellschraube für die Produktivität. Auch in der Untersuchung der Druckgeschwindigkeit bestätigt sich die prinzipielle Wahl eines OFAT Experimentes, da sich die mechanischen Eigenschaften selbst bei einer Verfünffachung der Druckgeschwindigkeit und damit auch einer Verfünffachung der Produktivität nicht signifikant ändern. Die

Druckgeschwindigkeit wird für den vollfaktoriellen DOE in einem Kompromiss aus Produktivität und den mechanischen Eigenschaften auf 50 mm/s festgelegt.

Der durch das chemische, phosphorhaltige und halogenfreie Flammschutzmittel Exolit® OP1230 verursachte Grad der Verminderung an mechanischen Eigenschaften wird zusätzlich zu den bereits definierten geometrischen und rheologischen Einflussfaktoren quantifiziert, um die Möglichkeit einer Kompensation durch die Effekte der Faserverstärkung zu evaluieren. Die auf der Basis von Aluminiumdiethylphosphinat ($C_{12}H_{30}AlO_6P_3$) additvierten Filamente werden analog zu den verstärkten Filamenten aufgrund ihrer abrasiven Wirkung von einer Düse mit einem Rubineinsatz mit 0,6 mm Durchmesser verarbeitet. Eine ergänzende Auflistung der am weitesten verbreiteten halogenfreien Flammschutzmittel kann in [341] eingesehen werden. Die in den verschiedenen Filamenten vorherrschende Vororientierung der Fasern aufgrund des Herstellprozesses wird in Anbetracht der vollständigen Plastifizierung der Werkstoffe vernachlässigt.

3.2. Versuche im Rahmen der intralaminaren Endlosfaserverstärkung

Für die Durchführung der Vorversuchsreihen im Rahmen der Endlosfaserverstärkung wird der Mark Two Drucker der Firma Markforged Inc. eingesetzt. Die mit dem Mark Two hergestellten Prüfkörper dienen gemäß dem Stand der Technik als Benchmark für die zu entwickelnde Variante der prä Imprägnierung, weshalb die Quantifizierung der mechanischen Eigenschaften der post Imprägnierung trotz zahlreicher Literaturwerten in Kapitel 2.2.5 beziehungsweise Tabelle XIV-1-I durch eigene Untersuchungen Teil dieses Kapitels ist. Das Materialsystem beziehungsweise die Wahl der zu verdruckenden Filamente ist in diesem Fall herstellerseitig stark eingeschränkt. Die imprägnierten Faserfilamente von Markforged (MF) besitzen einen Nenndurchmesser von 0,7 mm und sind jeweils im Querschnitt, ergänzend zu Chabaud et al. [342] in nachfolgender Abbildung XII-3-32–Abbildung XII-3-35 dargestellt. Die Querschliffe werden durch die Angabe der jeweiligen, mittels Veraschung gemessenen Fasermassenanteile und den daraus berechneten Faservolumenanteilen ergänzt. Die schlaufenförmige Verteilung der Fasern impliziert, dass für die Herstellung der imprägnierten Faserfilamente ein Pultrusionsprozess durchlaufen wird, bei dem flächige Rovings beziehungsweise Tapes durch ein entsprechendes Mundstück gezogen werden, was für eine homogene Querschnittsverteilung der Fasern nachteilig ist. Die Rundheit der Faserfilamente ist hinreichend gut, auch wenn Querschnittsansichten wie Abbildung XII-3-34 und Abbildung XII-3-35 auf das Gegenteil hindeuten.

			
Abbildung XII-3-32: MF Carbonfaser	Abbildung XII-3-33: MF Glaserfaser	Abbildung XII-3-34: MF Glaserfaser (HSHT)	Abbildung XII-3-35: MF Aramidfaser
$\omega = 54,25 \%^*$ $\phi = 42,89 \%^*$	$\omega = 38,25 \%^*$ $\phi = 21,75 \%^*$	$\omega = 56,94 \%^*$ $\phi = 37,24 \%^*$	$\omega = 25,62 \%^*$ $\phi = 21,31 \%^*$

*Fasermassenanteil ω laut TGA (N_2) und berechneter Faservolumenanteil ϕ bei angenommener C-Faserdichte von $1,80 \text{ g/cm}^3$, G-Faserdichte von $2,54 \text{ g/cm}^3$, A-Faserdichte von $1,45 \text{ g/cm}^3$ und Polymerdichte von $1,14 \text{ g/cm}^3$

Der Fasermassenanteil der einzelnen Faserfilamente beträgt laut thermogravimetrischer Analyse (TGA) unter Stickstoffatmosphäre zwischen 26 %–57 %. Umgerechnet auf den

Faservolumenanteil beträgt der Faservolumenanteil für die imprägnierten C-Fasern bei einer Faserdichte von $1,8 \text{ g/cm}^3$ und einer Matrixdichte von $1,14 \text{ g/cm}^3$ ca. 43 %, was zwar gemäß der Mischungsregel laut Ehrenstein [123, S. 105] zu der vom Hersteller angegebenen Dichte von $1,4 \text{ g/cm}^3$ passt, jedoch in Anbetracht der mechanischen Kenndaten laut Hersteller zu viel erscheint [343]. Der für das C-Faser Filament angegebene E-Modul von 60 GPa entspricht nach Schürmann, unter der Annahme einer handelsüblichen, hochfesten High Tenacity (HT) C-Faser mit einem E-Modul von 230 GPa und einer Zugfestigkeit von 3430 MPa, einem Faservolumenanteil von lediglich 26 %, wodurch sich eine Diskrepanz zu dem gemessenen Faservolumenanteil in Höhe von ca. 17 % ergibt, was zumindest für den E-Modul nicht schlüssig ist, da dieser im Gegensatz zu der mit 800 MPa angegebenen Zugfestigkeit bei fertigungsbedingten Faserbrüchen keine nennenswerte Verminderung aufweist [16, S. 41]. Auf Basis des gemessenen Faservolumenanteiles kann der Rückschluss gezogen werden, dass Markforged für seine CF-Filamente C-Fasern mit lediglich ca. 140 GPa E-Modul einsetzt. Die C-Fasern des Typs XN-15-30S von Nippon Graphite Fiber Corporation werden anstatt des üblichen Polyacrylonitril (PAN) Präkursors auf Basis des Präkursors Pech hergestellt und besitzen nominell einen Nenndurchmesser von $10 \text{ }\mu\text{m}$, einen E-Modul von 155 GPa sowie eine Zugfestigkeit von 2400 MPa, was auf Grundlage des gemessenen Faservolumenanteils von 43 % zu einem berechneten C-Faser E-Modul von ca. 67 GPa und einer Festigkeit von 1029 MPa führt [344]. Die hier angedeutete Verwendung eines Pech-Präkursors steht im Gegensatz zu der Aussage von Elsayed et al., die die C-Fasern auf der Basis eines PAN-Präkursors vermuten [345, S. 2]. Die unüblichen, sehr ausgewogenen Zug- und Druckfestigkeiten des resultierenden Laminates stellen einen Grund für den möglichen Einsatz dieser sehr speziellen C-Fasern dar, die aufgrund der Fertigungsstrategie und der Umlenkung aus der Düse sehr viele Biegungen durchlaufen, die gemäß Abbildung XII-2-23 mit Zug- und Druckbeanspruchungen einhergehen. Die generell geringere Steifigkeit ist außerdem ein Vorteil bei der Fertigung beziehungsweise Verarbeitung, da auch die Biegesteifigkeit als Produkt der Steifigkeit und dem Flächenträgheitsmoment niedriger ist und die Fasern einfacher drapiert werden können [6, 14]. Bei dem GF-Filament bleibt nach Veraschung 38 % Massenanteil übrig, der sich mit einer Glasfaserdichte von $2,54 \text{ g/cm}^3$ zu ca. 22 % Faservolumenanteil umrechnen lässt. Der Faservolumenanteil ist auf Grundlage der nominellen Datenblattwerte, die für den E-Modul mit 21 GPa und für die Zugfestigkeit mit 590 MPa angegeben werden, unter der Annahme einer handelsüblichen E-Glasfaser mit einem E-Modul mit 73 GPa eher geringer, da der theoretische E-Modul bei ca. 16 GPa und die Zugfestigkeit bei 522 MPa liegt [16, S. 30, Tabelle 3.1., 343]. Bei der Verwendung einer weniger weit verbreiteten R-Glasfaser mit einem höherem E-Modul von 86 GPa und einer idealen Zugfestigkeit von 3600 MPa verringert sich die Differenz gegenüber dem Datenblattwert beim E-Modul auf nur noch 2 GPa, wogegen die Differenz bei der Zugfestigkeit mit ca. 193 MPa ansteigt [123]. Zusammenfassend kann auf Grundlage dieser Betrachtungen subsumiert werden, dass Markforged bei den Endlosfaserfilamenten mit der Wahl von teils niedrigmoduligen und hochfesten Fasern einen Kompromiss aus mechanischer Leistungsfähigkeit und Verarbeitungsfähigkeit zu schließen versucht, wodurch die Möglichkeit besteht, dass die komplexere Verarbeitung an traditionellen Extrusionsprozessen und die mechanische Leistungsfähigkeit an etablierten Faserverbundtechnologien gemessen wird.

Das Matrixmaterial mit dem Produktnamen Onyx ist ein auf Polyamid basierender Werkstoff mit einem gemessenen Kurzcarbonfasermassenanteil von 14,46 %. Die Kurzfasern sind maximal ca. $100 \text{ }\mu\text{m}$ lang, weshalb nur ein geringer Effekt auf die mechanischen Eigenschaften zu erwarten ist und die Einarbeitung der Fasern eher auf die Verringerung der Schwindung, des Verzugs, der geringeren Feuchtigkeitsaufnahme und der verkürzten Kühlzeit abzielt [129]. In dem ersten Aufschmelzyklus gemäß dynamischer Differenzkalorimetrie (DSC) liegt der erste Peak bei $90,4 \text{ }^\circ\text{C}$, der zweite Peak bei $202,3 \text{ }^\circ\text{C}$ und der Rekristallisationspeak im Abkühlzyklus bei $161,0 \text{ }^\circ\text{C}$, weshalb

davon auszugehen ist, dass als Matrixmaterial kein reines PA 6 sondern ein Copolymer dient. Im zweiten Aufheiz- und Abkühlzyklus liegen die Peaks entsprechend bei 199,0 °C und 152,1 °C. Wie in Abbildung XII-3-36 und Abbildung XII-3-37 dargestellt, werden Prüfkörper in abgestuften Faservolumenanteilen gemäß DIN EN ISO 527-2 für Form- und Extrusionsmassen Typ 1A mit den Abmessungen 170 x 10 x 4 mm³ ohne Schultern unter Beachtung der Designrichtlinien des Herstellers mit den Fertigungsparametern aus Tabelle XIV-1-III gefertigt [346]. Die Bezeichnung der Prüfkörper folgt der Darstellung der nominalen Endlosfaservolumenanteile in der Arbeitsvorbereitungssoftware, da aufgrund der restriktiven Plug-and-Play Philosophie bei diesem Maschinentyp anhand der spärlich zugänglichen Fertigungsdaten keine validen Daten gewonnen werden können, durch die eine rückwirkende Berechnung des tatsächlichen Faservolumenanteiles möglich ist. Die nominellen Endlosfaservolumenanteile entsprechen hierbei nicht dem tatsächlichen Endlosfaservolumenanteil des finalen Bauteils, sondern vielmehr dem laut Arbeitsvorbereitungssoftware maximal möglichen Endlosfaservolumenanteil. Die maximal mögliche Volumendichte in Bezug auf das Matrixmaterial liegt bei dem Einsatz der Endlosfaserverstärkung bei 37 % und ohne den Einsatz der Endlosfaserverstärkung bei 55 %, weshalb davon ausgegangen werden muss, dass die Prüfkörper generell entsprechende Makroporen aufweisen, was auch anhand der Bildschirmaufnahmen aus der Arbeitsvorbereitungssoftware in Tabelle XIV-1-III ersichtlich wird. Durch die Makroporen verringert sich die für die Zugprüfung relevante Querschnittsfläche, was zu einer möglichen Unterbewertung der teils querschnittsbezogenen Messergebnisse führt.



Abbildung XII-3-36: Prüfkörper GF (HSHT)



Abbildung XII-3-37: Prüfkörper CF

In nachstehender Abbildung XII-3-38 sind die Ergebnisse der Zugprüfung gegenübergestellt. Die Auswertung der E-Moduln erfolgt entgegen der Prüfvorschrift nach DIN EN ISO 527 nicht zwischen 0,05–0,25 % Dehnung, sondern aufgrund von Faserstreckeffekten gemäß dem Prinzip des steilsten Anstiegs, der in dem Fall der Endlosglasfaserverstärkung zwischen 1,5–2,0 % und bei der Endloscarbonfaserverstärkung zwischen 0,8–1,0 % Dehnung vorliegt. Der tatsächliche Faservolumenanteil wird durch die Veraschung einer Gesamtquerschnittsprobe des „Onyx GF 100 %“ Prüflings und durch anschließende Berechnungen ermittelt. Um den Faservolumenanteil der Endlosfaserverstärkung zu bestimmen, wird von dem gesamten Glührückstand in Höhe von 37,79 % der Glührückstand des kurzfaserverstärkten Matrixmaterials unter Berücksichtigung der 37-prozentigen Füllichte in Höhe von 5,35 % abgezogen, wodurch unter Einbeziehung der kombinierten Matrixdichte von 1,2 g/cm³ und einer Glasfaserdichte von 2,54 g/cm³ ein korrigierter Faservolumenanteil von 18,49 % ermittelt wird. Zusammen mit den Literaturangaben für die E-Moduln der Glasfasern in Höhe von 73 GPa und der Matrix mit 1,1 GPa (37 % Infill) beziehungsweise 1,5 GPa (55 % Infill) lassen sich mit der Formel (2-g) für den E-Modul sowie mit Formel (2-i) und Formel (2-j) beziehungsweise Formel (2-k) für die Festigkeit überschlägige Berechnungen für die Wirkungsweise der

Endlosfaserverstärkung anstellen. Die übrigen Faservolumenanteile werden entsprechend berechnet und in Tabelle XII-3-II den tatsächlichen Messwerten gegenübergestellt.

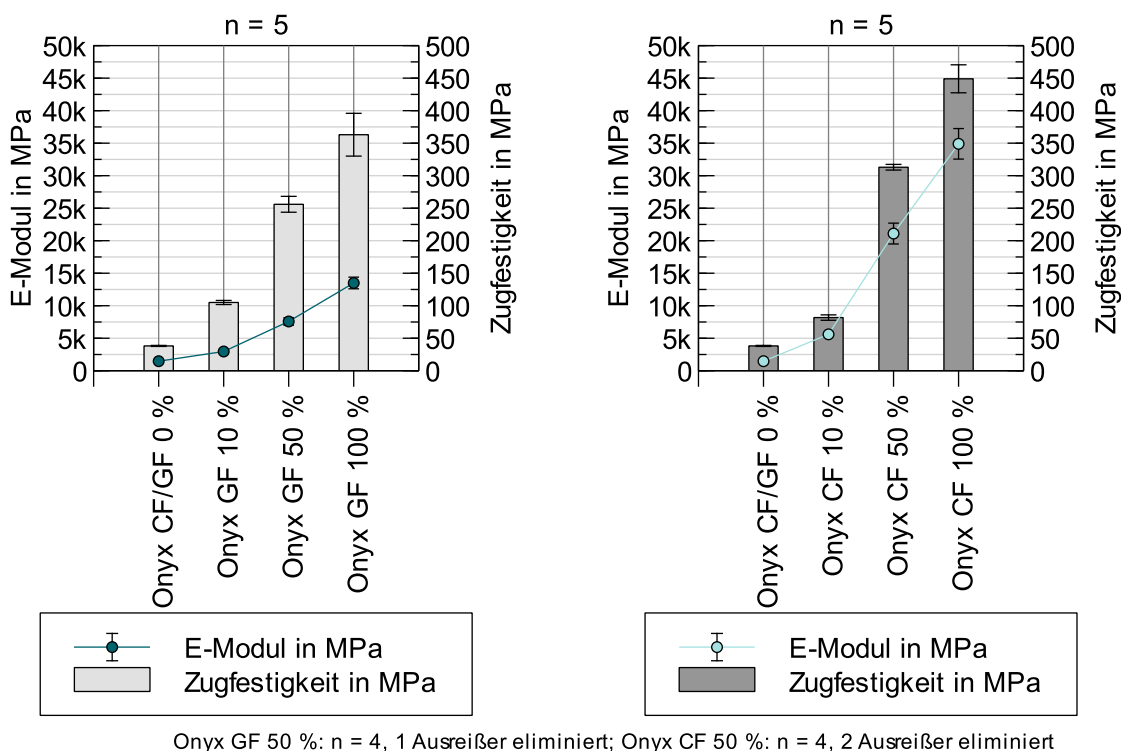


Abbildung XII-3-38: Gemessene Kennwerte der GF- (HSHT) und CF-Endlosfaserverstärkung (trocken)

Die gemessenen E-Moduln entsprechen hinreichend genau den berechneten E-Moduln und es kann erwartungsgemäß eine lineare Abhängigkeit vom Faservolumenanteil beobachtet werden, was jedoch nicht auf die Festigkeit zutrifft. Vor allem bei höheren Faservolumenanteilen verlieren die Prüfkörper relativ gesehen an Festigkeit, was sowohl für die G- als auch C-Fasern gezeigt werden kann.

Tabelle XII-3-II: Gegenüberstellung der berechneten und tatsächlichen mechanischen Eigenschaften

GF (HSHT) $\varphi_{f \text{ nominal}}$	$\varphi_{f \text{ TGA}}$	E_t in GPa (berechnet*)	E_t in GPa (1,5–2,0 % Dehnung)	ΔE_t in % Messung zu Berechnung	σ_M in MPa (berechnet*)	σ_M in MPa (gemessen)	$\Delta \sigma_M$ in % Messung zu Berechnung
0 %	0,00 %	1,47	1,47	± 0,0 %	38	38	± 0,0 %
10 %	1,56 %	2,20	2,68	+ 21,8 %	72	105	+ 45,8 %
50 %	8,38 %	7,11	7,87	+ 10,7 %	234	256	+ 9,4 %
100 %	18,49 %	14,38	14,40	+ 0,2 %	473	363	- 23,3 %

*Berechnung der Festigkeit unter der Annahme einer Glasfaser mit einem E-Modul von 73 GPa und einer Zugfestigkeit von 2,4 GPa nach dem Fb-Kriterium gemäß Formel (2-j), da ϵ_{if}^+ (3,29 %) < ϵ_{ilm}^+ (7,80 %).

Auf Basis dieser Voruntersuchung wird in der nachgelagerten Untersuchung in Kapitel 5.2 evaluiert, inwiefern das zu entwickelnde und neuartige Verfahrensprinzip der prä Imprägnierung generell anwendbar ist und welche mechanische Leistungsfähigkeit unter der Maßgabe des zu erreichenden Flammenschutzes und der angestrebten Wirtschaftlichkeit in einer industriellen Maschine mit handelsüblichen, konventionellen Werkstoffen und zusätzlichen Freiheitsgraden bei der Fertigung erzielt

werden kann. Hierfür fließen die Charakteristika der Fasern, die Eigenschaften des Matrixsystems und die von Markforged getroffenen Kompromisse in die Gesamtkonzipierung der Filamentherstellung und des Druckprozesses ein.

3.3. Versuche im Rahmen der interlaminaren Laservorwärmung

Teile dieses Kapitels verwerthen, ergänzen, aggregieren oder subsumieren (Mess-)Daten beziehungsweise Erkenntnisse von Raths, der die Verbesserung der interlaminaren Adhäsion im additiven MEX-Prozess durch Vorwärmung der thermoplastischen Matrix mittels Laserstrahlung untersucht [336].

Als Ergänzung zu den zwei Maschinen in den vorangegangenen Kapiteln wird in diesem Kapitel für die Voruntersuchung der Substratvorwärmung der HTP 260 Drucker der GEWO Feinmechanik GmbH als eine mögliche Variante der Substratvorwärmung eingesetzt. Die HTP 260 Maschine ermöglicht Verarbeitungstemperaturen von bis zu 450 °C und dient mit ihrem bis zu 260 °C beheizbaren Bauraum als Vergleichsmaßstab für die Wirksamkeit der in Kapitel 6 vorgestellten Laservorwärmung. Der beheizte Bauraum erwärmt durch die Konvektion nicht nur das Substrat selbst, sondern ebenso die gesamte sich darin befindliche Mechanik inklusive der Filamentzuführung, wobei lediglich die Druckkopfeinheit durch eine aktive Luftkühlung gekühlt wird. Kritisch ist hierbei vor allem die Zuführung des Filaments, durch die der Werkstoff bereits erwärmt wird, bevor er den Druckkopf erreicht. Auf diese Weise können trotz des eingesetzten Direktextruders bei höheren Bauraumtemperaturen ausschließlich Filamente mit erhöhter Steifigkeit eingesetzt werden, was entweder durch eine Faserverstärkung oder durch eine entsprechend hohe Glasübergangstemperatur erreicht werden kann, da andernfalls eine kontinuierliche Förderung des Filaments und ein gleichförmiger Druckaufbau aufgrund von Knicken gemäß Kumar et al. [347, Fig. 1] nicht sichergestellt ist. Die Folgen für ein Bauteil aus reinem PA 6 mit dem Handelsnamen Novamid® 1070 [348], das ohne Bauraumheizung oder Vorwärmung verarbeitet wird, werden in nachstehender Abbildung XII-3-39 auf der linken Seite anhand der interlaminaren Spannungsrisse verdeutlicht.

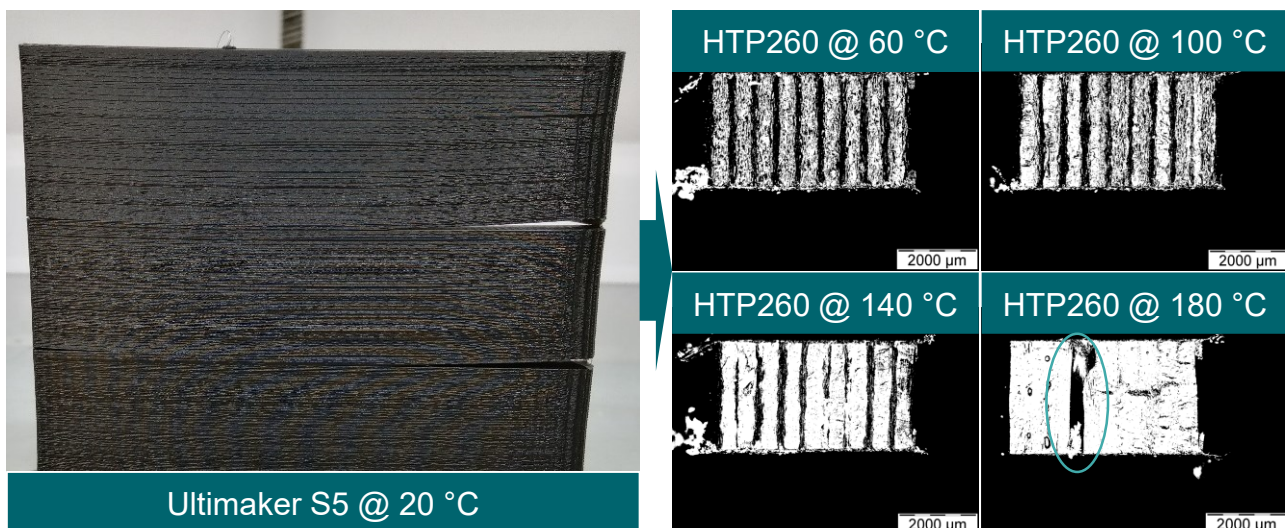


Abbildung XII-3-39: Effekt der Bauraumheizung auf die interlaminare Festigkeit

Die Delamination steht als Extremfall exemplarisch für die unzureichende interlaminare Adhäsion und Festigkeit im MEX-Verfahren, weshalb untersucht wird, inwiefern diese durch den Einsatz einer Bauraumheizung als kosten- und prozesstechnisch erstrebenswerte Alternative zu der Laservorwärmung vermieden werden kann und in welchem Maße die interlaminare Festigkeit durch eine quasi-isotherme Atmosphäre und eine entsprechende Substrattemperatur gesteigert werden kann. Aufgrund der verminderten Biegesteifigkeit des unverstärkten PA 6 Filaments infolge der erhöhten

Umgebungstemperatur muss die Versuchsdurchführung mit dem kurzfaserverstärkten PA 6.66 Copolymer mit der Abkürzung KF_A, das den Handelsnamen Novamid® 1030 CF10 trägt und bereits in Kapitel 3.1 verwendet wird, fortgeführt werden [349]. Das Filament wird generell über der Glasübergangstemperatur von 58 °C bei einer Bauraumtemperatur von 60 °C, 100 °C, 140 °C und teils oberhalb der Rekristallisationstemperatur von 148–157 °C, aber noch unterhalb der Schmelztemperatur von 197–204 °C bei 180 °C verarbeitet [340]. Die interlaminaren Zugfestigkeitswerte stagnieren bei 26 MPa (getrocknet) und die Probekörper verlieren bereits ab 140 °C ihre Form- und Maßhaltigkeit. Während des Abkühlvorgangs neigen die Probekörper insbesondere bei einer Bauraumtemperatur von 180 °C zu ausgeprägten Verzugerscheinungen und zu Rissbildung. Die Bruchdehnung sinkt ab 100 °C von maximal 2,27 % auf 1,72 % bei 140 °C und letztlich bei 180 °C auf 1,25 %, weshalb während des ca. neunstündigen Fertigungsprozesses bereits von einer Versprödung aufgrund von Abbaueffekten in den Molekülketten ausgegangen werden kann. Zwar muss im Hinblick auf die bereits durchgeführten Voruntersuchung in Kapitel 3.1 aufgrund der ausgeprägten Faservororientierung gemäß Abbildung XII-3-24 von einer generellen Bauteilanisotropie ausgegangen werden, was im Umkehrschluss bedeutet, dass die interlaminare Festigkeit grundsätzlich nicht an die intralaminare Festigkeit heranreichen kann, jedoch erreicht selbst der unverstärkte Äquivalentwerkstoff bei annähernd isotropen Spritzgusseigenschaften laut Herstellerdatenblatt ca. 71,5 MPa [350], weshalb die gemessene Festigkeit gering erscheint. Die Ergebnisse der Zugprüfung infolge der Bauraumheizung werden in Abbildung XII-8-133 den Messwerten der Laservorwärmung resümierend gegenübergestellt, weshalb an dieser Stelle auf eine separate und damit redundante Darstellung verzichtet wird. Durch die Voruntersuchung kann einerseits nachgewiesen werden, dass die Substratvorwärmung auf Basis einer Bauraumheizung bis zu einer Temperatur von ca. 100 °C zu positiven, homogenisierenden und normalisierenden Effekten bezüglich der interlaminaren Adhäsion führt, auch wenn die gemessenen Werte nicht annähernd an die Referenzwerte aus dem Spritzguss heranreichen. Andererseits müssen jedoch Abstriche hinsichtlich der Werkstoffvielfalt hingenommen werden und das gesamte Potenzial der Vorwärmung kann nicht ausgeschöpft werden, da die dauerhafte Temperaturbeanspruchung zu einer Versprödung des Werkstoffes führt. Die Formhaltigkeit und die Geometriegenauigkeit kann bereits ab einer Bauraumtemperatur von 140 °C nicht mehr erhalten werden, weshalb das Ziel, den Temperaturgradienten zwischen dem Substrat und dem Extrudat so gering wie möglich zu halten, limitiert ist.

Die Laservorwärmung, die in Kapitel 6 behandelt wird, soll aufgrund ihrer lokal begrenzten und deshalb minimal invasiven Art der Erzeugung einer Wärmeeinflusszone die Vorteile einer erhöhten Substrattemperatur ohne die aufgezeigten nachteiligen Nebeneffekte erhalten. Damit dies möglich wird, muss eine entsprechende Maschine geschaffen werden, die die Anforderungen der intralaminaren Verstärkung und die der interlaminaren Adhäsion kombiniert, bündelt und effektiv umsetzt. Dabei fließen nicht nur technische Faktoren, wie zum Beispiel die Zuverlässigkeit, die Verfügbarkeit und die industrielle Skalierbarkeit in die Konzeptionierung ein, sondern ebenso betriebswirtschaftliche Aspekte, die auch im Kontext der traditionellen Fertigungstechnologien eine beachtenswerte Rolle einnehmen.

4. Entwicklung der industriell skalierbaren 5-Achs Versuchsanlage

Die konzeptionelle Vorgehensweise bei der Entwicklung der Versuchsanlage ist in Kapitel 1.3, erläutert. Bei der Entwicklung und Konstruktion der Maschine wurde nach den Richtlinien VDI 2221 Blatt 1:2019-11 [351], VDI 2223 [352] sowie VDI 2206 [353] vorgegangen. Die Methoden der Aufgabenpräzisierung, der Konzeptphase, der Entwurfsphase sowie der Ausarbeitungsphase werden parallel und interdependent jeweils auf Hard-, Soft-, und Werkstoffebene synchronisiert [11, 354]. Der Fokus in der Entwicklung des Gesamtkonzeptes liegt auf der Durch- und Umsetzung einer durchgängigen CAx-Prozesskette in Kombination mit einem Digitalen Zwilling, dem Einsatz industrieller Mechanik und der Automatisierungstechnik.

4.1. Konzeption

Mithilfe eines morphologischen Kastens wurde für das additive 5-Achs Fertigungssystem eine Portalkinematik mit einem Gleichlaufachsenpaar in Kombination mit einer Dreh-/Schwenkeinheit, ergo ein 3 + 2 Gantry-Achssystem als zu favorisierende Lösung identifiziert. Die Möglichkeit einer tatsächlichen 5-Achs Simultanbewegung unterscheidet sich von der in dieser Arbeit umgesetzten 3 + 2 Lösung durch ein anstellbares Werkzeug, was jedoch in Anbetracht der Zielstellung, dargelegt in Kapitel 1.2, unter technologisch-ökonomischen Gesichtspunkten keinen offensichtlich erkennbaren Mehrwert bietet.

4.2. Digitaler Zwilling und Bauteilkonstruktion

Der Digitale Zwilling bildet die Grundlage für die physische Realisierung der Maschine. Mithilfe der CAD-Konstruktion des Gesamtsystems, des CAM-Kinematik Modells sowie der Fertigungssimulation auf Basis des tatsächlichen Maschinencodes können anhand dieser hinreichend genau abgebildeten virtuellen Repräsentanz mögliche Fehler hinsichtlich der Maschinenkonstruktion und der Fertigungsvorbereitung frühzeitig erkannt und eliminiert werden. Die Änderungskosten halten sich entsprechend der Zehnerregel beziehungsweise gemäß den Fehlerkosten nach DIN 55350 durch die Möglichkeit der vorgelagerten, digitalen Validierung und Evaluierung anhand des virtuellen Modells gering [355]. Der Digitale Zwilling repräsentiert die reale Maschine innerhalb seiner Domäne hinreichend genau, sodass eine nahtlose Fertigungsvorbereitung innerhalb der CAx-Prozesskette ermöglicht wird. Der Detaillierungsgrad des Digitalen Zwillings und der damit verbundene Modellierungsaufwand muss unter dem Aspekt der Wirtschaftlichkeit in einem ausgeglichenen Zeit-, Kosten- und Nutzenverhältnis stehen. Modifikationen in der Mechanik, der Kinematik oder der Maschinendynamik erfordern Synchronisationsschleifen zwischen dem Digitalen Zwilling und der realen Maschine, die zu einem jeweiligen Adaptionaufwand im spiegelbildlichen virtuellen oder realen Abbild führen, wodurch umfassende Änderungsarbeiten den zeitlichen Vorsprung minimieren können. Nachfolgend ist der implementierte Digitale Zwilling aus Siemens NX mit seinem Werkstück- und Maschinenkoordinatensystem und den zugeordneten Geometrie- und Kanalachsen in Abbildung XII-4-40 dargestellt. Die Namenskonvention beziehungsweise die Nomenklatur der Achsen ist gemäß DIN 66217 definiert, womit die Rundachse parallel zur X-Achse als A' und die endlosdrehende Rundachse parallel zur Z-Achse als C' festgelegt wird [356, 357]. Nach der erfolgten CAD-Konstruktion aller Einzelkomponenten und Baugruppen wird im „Machine Tool Navigator“ der CAM-Umgebung in NX die kinematische Kette mit ihren Gelenken und Einzelachsen inklusive deren mechanisches Verhalten definiert. Mit dem bisher erstellten kinematischen Volumenmodell kann bereits eine Fertigungs- und Materialauftragsimulation auf Basis der NX CAM-internen Werkzeugbahnen realisiert werden. Soll jedoch der NC-Maschinencode selbst simuliert werden, was im Rahmen der 5-Achs Interpolation zur Validierung des NC-Codes unabdingbar ist, muss zuerst mit Hilfe des

Machine Configurators von Tecnomatix und der Common Simulation Engine (CSE) ein integriertes Modell erstellt werden, das die Eigenschaften der physischen Maschine widerspiegelt.

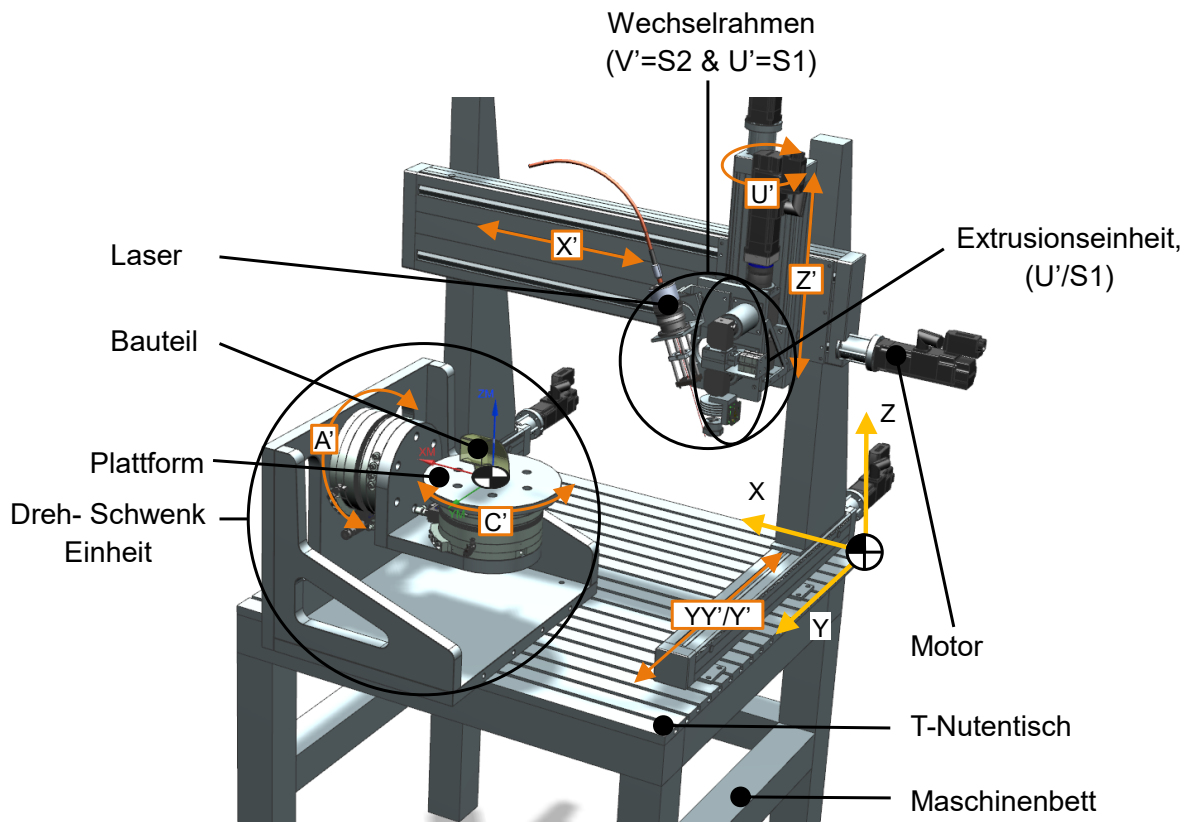


Abbildung XII-4-40: Digitaler Zwilling der Versuchsanlage

Abbildung XII-4-41 stellt dar, welche Art von Modellbildung für die jeweilige Simulationstiefe notwendig ist. Dabei wird deutlich, dass ein vollständiger Digitaler Zwilling inklusive CSE-Modell und Postprozessor vor allem für die Simulation des NC-Codes eine Grundvoraussetzung ist.

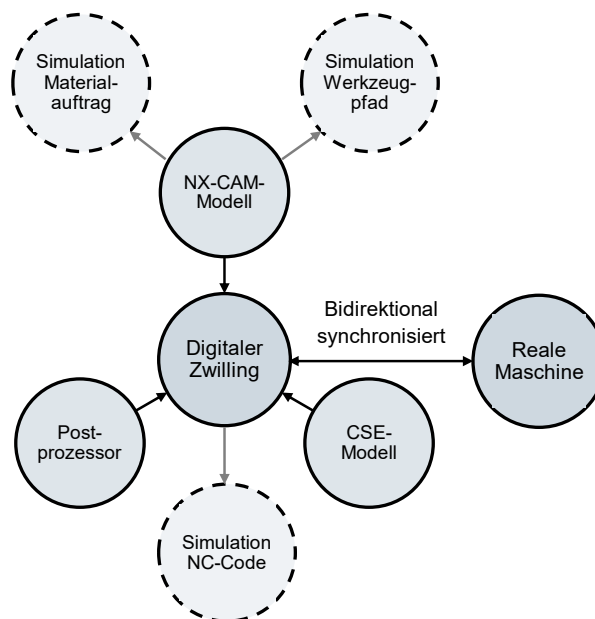


Abbildung XII-4-41: Simulative Ausprägungsvarianten des Digitalen Zwillings

Der Digitale Zwilling ist dazu in der Lage denselben NC-Code, der später auch auf der realen Maschine von der Satzaufbereitung eingelesen und vom Interpolator abgearbeitet wird, zu simulieren.

Hierfür erzeugen fertigungstechnologiespezifische Operationen auf Grundlage eines volumetrischen CAD-Modells die Werkzeugbahnen, wodurch der Umweg über das fehlerbehaftete STL-Format gänzlich obsolet wird. Der Postprozessor übersetzt die mit den CAM-Operationen berechneten Werkzeugbahnen in maschinenlesbare Syntax und ergänzt gemäß den implementierten Makros weitere Kopf- und Fußzeilen, in denen wesentliche Informationen über Transformationen, Nullpunktverschiebungen, Parkpositionen, Werkzeugwechsel, Dynamikverhalten und weitere fertigungsrelevante Parameter gelistet werden. Die erzeugte NC-Code Datei wird anschließend entweder direkt von der realen Maschine eingelesen oder entsprechend der CSE-Implementierung virtuell simuliert, wodurch Fehlparametrierungen im Postprozessor frühzeitig erkannt werden. Für ergänzende und weiterführende Informationen im konkreten Kontext der in dieser Arbeit verwirklichten Lösung für eine digitale, integrierte Prozesskette wird auf die Arbeit von Kurch verwiesen, die in ihrer Arbeit den industriellen Prozessablauf von spanenden Werkzeugmaschinen in der digitalen Fertigung untersucht und realisiert [358].

4.3. Mechanik, Kinematik und Automatisierungstechnik

Die für die Versuche aufgebaute und verwendete Maschine ist in nachstehender Abbildung XII-4-42 dargestellt und entspricht im Wesentlichen dem Digitalen Zwilling aus Abbildung XII-4-40.

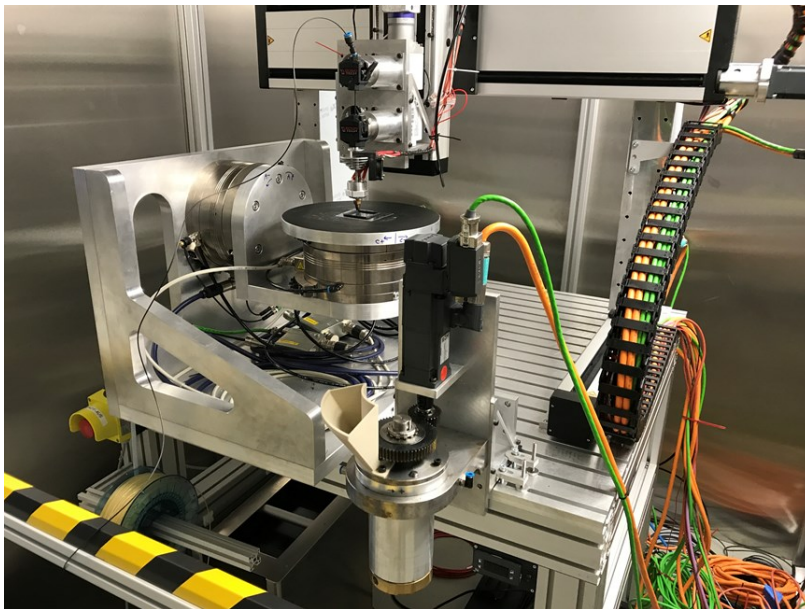


Abbildung XII-4-42: Implementierte Versuchsanlage



Abbildung XII-4-43: Schaltschrank

Die entsprechenden Systemkomponenten wurden nach der mechanischen beziehungsweise elektrischen Berechnung, Auslegung und Dimensionierung unter Berücksichtigung der zu erwartenden Lasten und Trägheitsmomente aufgrund der geplanten Maschinendynamik entweder direkt geliefert oder nach erfolgter CAD-Konstruktion und Zeichnungsableitung gefertigt. Das Maschinenbett ist aus Strangpressprofilen zusammengebaut und mit einer T-Nutenplatte verschraubt, auf welche das Gantry-Portal sowie die Dreh-Schwenkeinheit montiert ist. Das Antriebssystem, bestehend aus der Netzdrossel, dem Netzfilter, der Einspeisung und den Doppelachs-Frequenzumrichtern bedient sich der S120 Baureihe der Siemens AG und ist mithilfe der STARTER Software ausgelegt und projektiert. Die von den Frequenzumrichtern versorgten 1FK7-Servomotoren werden für die Positionierung der Kugelumlaufspindeln sowie die Steuerung der Extrusionseinheiten verwendet. Für die Dreh-/Schwenkeinheit werden Torque-Motoren der ERS 210 Reihe der Firma Schunk verbaut, da sie dem Gesamtsystem einen guten Kompromiss aus Funktionalität, Baugröße und Kompatibilität mit dem Antriebssystem bieten. Aufgrund der angestrebten 5-Achs Interpolation sowie der

Ansteuerung von den insgesamt mindestens acht mechanischen Achsen wird die Steuerung durch eine SINUMERIK 840D sl mit einer numerischen Erweiterungsbaugruppe bewerkstelligt. Die numerische Erweiterungseinheit (NX15) verdoppelt durch ihre zusätzliche Rechenleistung die Anzahl der möglichen Doppelachs-Frequenzumrichter von drei auf sechs und erhöht damit die mögliche Gesamtanzahl der Einzelachsen auf insgesamt zwölf. Die realisierte Gesamtsystemarchitektur ist in Abbildung XII-4-44 visualisiert.

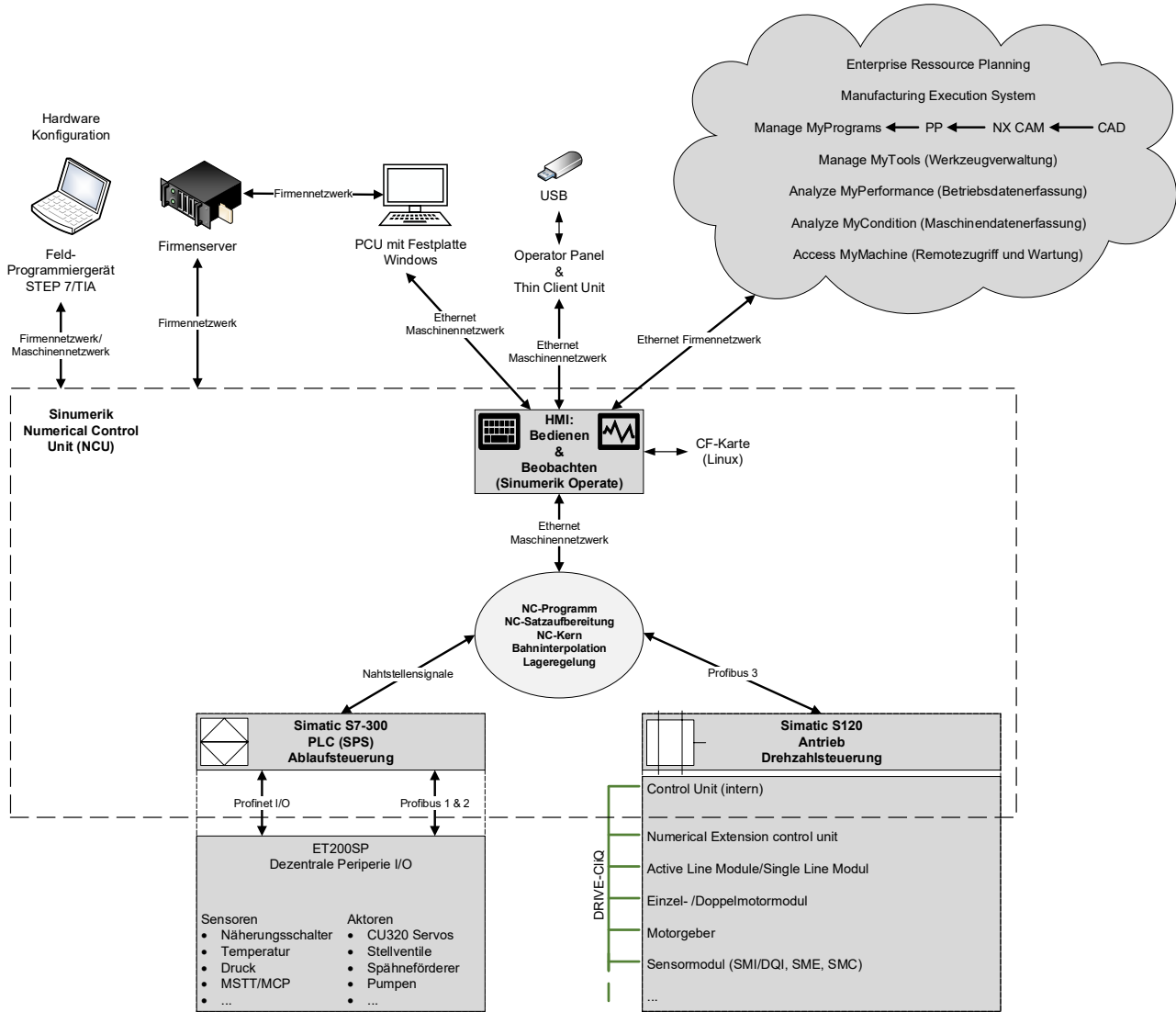


Abbildung XII-4-44: (Teil-)Realisierte Sinumerik-Systemarchitektur

Die SINUMERIK 840D sl vereint die Funktionalitäten der speicherprogrammierbaren Steuerung (SPS, beziehungsweise PLC für „Programmable Logic Controller“), die Steuerung des Antriebssystems (Control Unit, CU) sowie die Interaktion mit dem Human Machine Interface (HMI) und interpretiert sowie koordiniert die verschiedenen Bus- und Telegramm Daten. Die SPS stellt das zyklische Grundprogramm der Maschine zur Verfügung, reagiert auf Maschinentasteneingaben und dient unter anderem als Schnittstelle zu der dezentralen Peripherie, welche die verbauten Sensoren und Aktoren mit dem ET200SP Modul auswertet. Die in der Versuchsanlage verbaute, dezentrale Peripherie detektiert als Input beispielsweise Temperatursensoren, Thermoelemente, induktive Näherungssensoren, Drucksensoren, Infrarotsensoren, den Alarmausgang der Wärmebildkamera, Freigabesignale des Lasers sowie die sicherheitsrelevante Peripherie in Form von Lichtschranken und Pilzdrucktastern. Als Output sorgt sie für die Ansteuerung von Lüftern, Pumpen, Halbleiterrelais, Ventilinseln für die Luftkühlung und die Vakuumversorgung der beheizten Vakuumdruckplattform,

die pneumatischen Haltebremsen der Torquemotoren und die Modulation der Laserleistung. Die Komponenten der dezentralen Peripherie werden in der Sensor-Aktor Liste zusammengefasst, welche gemeinsam mit den projizierten Daten des Antriebssystems dem Schaltschrankbau als Grundlage für die elektrische Auslegung dient. Der Schaltschrank ist im Rahmen der zu erwartenden Laborumgebung offen und modular ausgelegt, sodass die thermische Entwärmung der Baugruppen und die potenziell zukünftige Integration von Erweiterungsmodulen ohne zeitaufwändige Umbaumaßnahmen bewerkstelligt werden kann. In diesem Versuchsaufbau wird auf die Einbindung der Maschine in das Firmennetzwerk und damit auch auf den Firmenserver, die PCU und die Cloud vorerst verzichtet.

Zusätzlich zu den Elementen und Automatisierungskomponenten einer allgemeinen Werkzeugmaschine verfügt die Versuchsanlage über verschiedene Extrusionseinheiten. Diese können je nach Experiment über einen Wechselrahmen manuell gegeneinander ausgetauscht werden, damit die Maschine flexibel innerhalb kürzester Zeit umgerüstet werden kann. Die zwei möglichen Druckkopfkonfigurationen werden im nächsten Kapitel behandelt. Die Extrudermotoren mit den Achsbezeichnungen U' und V' sind als endlosdrehende (Master-)Spindeln S1 und S2 konfiguriert und werden im Gegensatz zu den fünf miteinander interpolierenden Achsen X', Y', Z', A' und C' nicht im Positionierbetrieb, sondern drehzahlgesteuert betrieben. Aufgrund des Einsatzes von Direktextrudern anstatt von Bowdenextrudern und der damit verbundenen geringeren Trägheit des Materialflusses kann anstelle der Modulierung der Geschwindigkeit der Bahnvorschub konstant programmiert werden.

4.4. Prozess- und fertigungsrelevante Baugruppen

Teile dieses Kapitels verwerten, ergänzen oder subsumieren (Mess-)Daten beziehungsweise Erkenntnisse von Mehl [359], Raths [336], Rosenow [360] und Kühn [361, 362].

Der angewendete Top-Down Ansatz zur Verbesserung der intralaminaren Festigkeit in Form der Verarbeitung prä imprägnierter Filamente sieht vor, vorhandene Bauteilgeometrien mit den zu entwickelnden Werkstoffen fertigungsgerecht zu optimieren und herzustellen, wodurch der Fokus des Verfahrens im Sinne des Substitutionsprinzips aufgrund des niedrigeren Materialeinsatzes auf eine Leistungs- und Produktivitätssteigerung abzielt. Der Wechselrahmen für die Verarbeitung der vorimprägnierten Filamente verfügt über Platz für zwei identische Extrusionseinheiten, welche unter anderem zur Verbesserung der intralaminaren Festigkeit jeweils sowohl unverstärkte, kurzfaserverstärkte und endlosfaserverstärkte Filamente verarbeiten können. Die Schnittstelle ist so konzipiert, dass der Platz einer Extrusionseinheit für Versuchsreihen zur Verbesserung der interlaminaren Festigkeit auch durch den Kollimator des Lasers bestückt werden kann. In Abbildung XII-4-45 ist der Wechselrahmen in einer der zwei Konfigurationen mit dem Laser und einer Extrusionseinheit als Schnittansicht dargestellt. Die prinzipiellen Aufgaben einer Extrusionseinheit bestehen im Fördern, Führen, Schneiden, Kühlen und im Plastifizieren der Filamente beziehungsweise der Matrix. Je eine Extrusionseinheit wird von einem Servomotor angetrieben, indem zuerst ein angeflanshtes Planetengetriebe mit der Übersetzung von 10:1 die Gesamtdrehzahl verlangsamt. Anschließend lenken zwei in Reihe geschaltete und damit synchronisierte Winkelverteilergetriebe mit einer 1:1 Übersetzung die um die vertikale Achse rotierende Bewegung auf zwei horizontale, parallele Antriebsstränge um. Je ein Antriebsstrang wird zusätzlich mithilfe einer Metallbalgkupplung an ein innenverzahntes Planetengetriebe im Verhältnis von 3:1 angeflanscht, wodurch die Drehzahl zusätzlich verlangsamt wird. Durch die resultierende Gesamtübersetzung von 30:1 können die Servomotoren im optimalen Nennbereich betrieben werden. Der Vorschub des Filaments in die vertikale Richtung wird über die durch die Reibung der Ritzel erzeugte Querkraft bewerkstelligt. Gespeist wird die Extrusionseinheit von einem Filamenttrockner, der besonders hydrophile Filamente auch über längere Fertigungszeiten gleichbleibend temperiert und trocken hält.

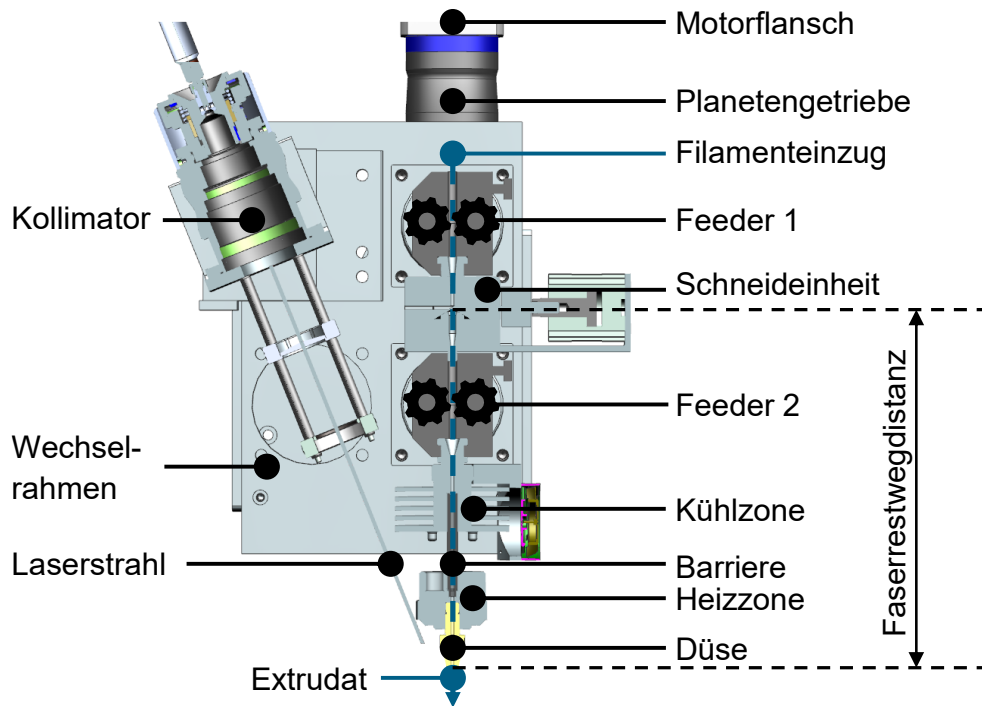


Abbildung XII-4-45: Wechselrahmen mit Laserkollimator und Extrusionseinheit in der Frontansicht

Die Besonderheit der entwickelten Extrusionseinheit aus Abbildung XII-4-45 beziehungsweise Abbildung XII-4-46 liegt unter anderem in der Integration einer Schneideinheit für die endlosfaserverstärkten Filamente.

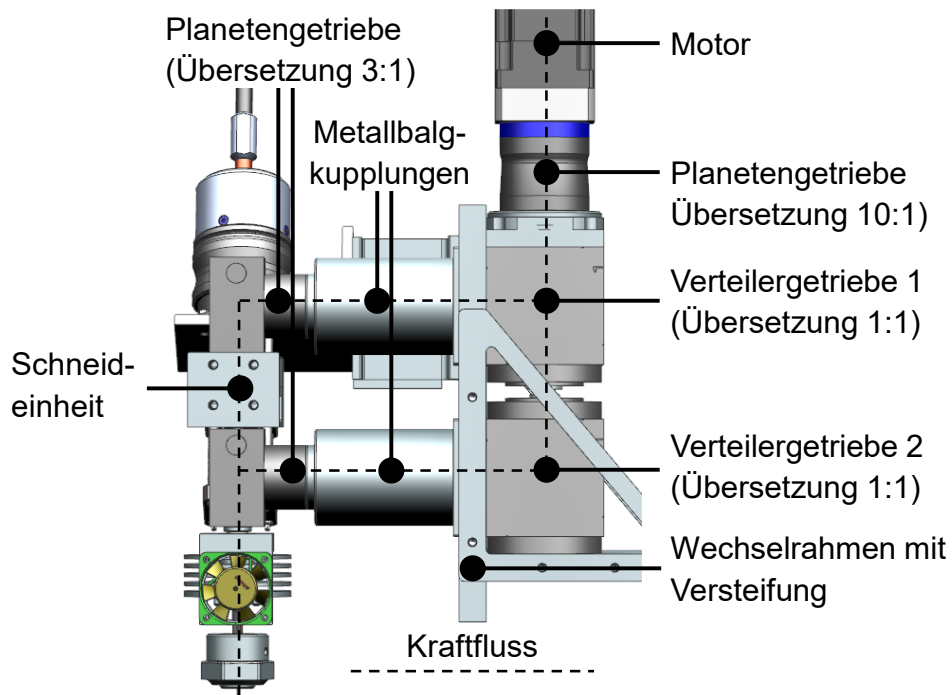


Abbildung XII-4-46: Kraftfluss der eigens entwickelten Extrusionseinheit in der Seitenansicht

Die kontinuierlichen Fasern müssen nicht nur nach Beendigung der Bauteilfertigung, sondern ebenso bei reinen Positionierbewegungen oder an strategischen Stellen während der Bauteilfertigung geschnitten werden, wodurch die Möglichkeit des Absetzens der Düse vom Bauteil eine Grundvoraussetzung für den Gesamtprozess darstellt. Die theoretisch optimale Schnittposition liegt direkt

an der Düsen Spitze, wodurch das Wiedereinfädeln des Filaments überflüssig wird und die Restlänge der abgetrennten Fasern minimal ist. Die mechanische Realisierung ist aufgrund des bereits aufgeschmolzenen Matrixmaterials und der Nähe der Düsen Spitze zur Bauteiloberfläche nicht praktikabel, weshalb der Schneidvorgang in einem gekühlten und damit konsolidierten Filamentabschnitt realisiert wird. Hierfür wird das Filament von dem ersten Feeder 1 aktiv vorgefördert (Push-Prinzip). Das Abschneiden der Fasern wird durch eine linear bewegliche, einfach abgeschrägte Klinge und einer statischen Gegenhalter Klinge bewerkstelligt. Das fehlerfreie Wiedereinfädeln des Filaments wird durch geringere Klingenstärken beziehungsweise kürzere freie Biegelängen begünstigt und durch Fasern sowie konische Bohrungen vereinfacht. Der abgescherte untere Teil des Filaments von der Klinge bis zum Bauteil, in Abbildung XII-4-45 als „Faserrestwegdistanz“ bezeichnet, hat keinen Kontakt zu Feeder 1 und kann ohne den Feeder 2 nur passiv durch das nachfolgende Filament weitergefördert werden, was jedoch vor allem bei niedriggefüllten und deshalb biegeschlafferen Filamenten zu eulerschem Knicken führt. Aus diesem Grund zieht der zweite, in Drehrichtung und Drehzahl synchronisierte Feeder 2 das Filament aus der Schneidvorrichtung heraus (Pull-Prinzip) und fördert das Filament aktiv solange weiter, bis der Übergang von der Aktiv- auf eine Passivförderung durch das nachfolgende Filament an einer mechanisch gestützten und deshalb günstigeren Position erfolgen kann. Das umgesetzte Faserschneidkonzept ist in nachstehender Abbildung XII-4-47 veranschaulicht. Ein weiterer Vorteil dieses Doppelfeeder Konzeptes besteht darin, dass nicht ausschließende Fehlstellen im Filament aufgrund des Herstellprozesses, die zu einem erhöhten Abrieb oder einem Durchrutschen des Filaments führen, nicht zu einem unterbrochenem Materialfluss und damit zu einem Abbruch des Fertigungsprozesses führen.

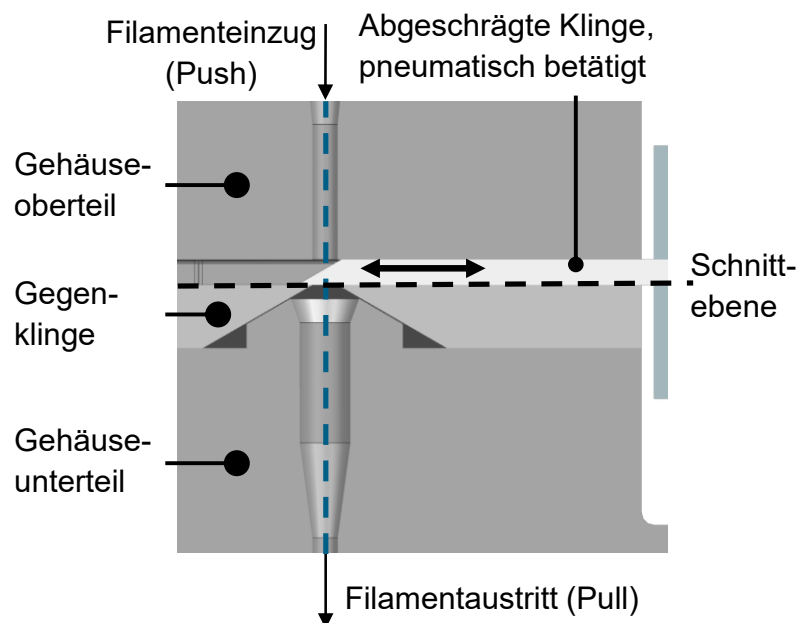


Abbildung XII-4-47: Konzept und Vorrichtung zum Durchtrennen der Endlosfasern

Als Ergänzung zu dem vorgestellten Filament-Substitutionskonzept der Vorimprägnierung steht in dem folgenden Bottom-Up-Prinzip zur Verbesserung der intralaminaren Festigkeit die Technologie selbst im Fokus, von der aus alle weiteren Entwicklungsschritte unternommen werden. Demnach sollen für diese Technologie strategisch sinnvolle und unterbrechungsfreie Werkzeugbahnen fertigungsgerecht generiert werden, wobei die Bauteilgeometrie unter Beibehaltung der Schnittstellen vom Edukt zum Produkt transformiert wird. Der vorgelagerte Fertigungsschritt der Vorimprägnierung wird bei dieser Technologie durch die Integration in einen einzigen Prozess obsolet, wodurch die zusätzliche Tiefe dieser kombinierten und dadurch verkürzten Wertschöpfungskette einerseits

Chancen durch die beliebige Materialvielfalt und andererseits Risiken durch die höhere Prozesskomplexität birgt. Die Extrusionseinheit für die Direktimprägnierung kann nach dem Entfernen der Versteifungsrippen über eine T-Nut Schiene manuell eingewechselt werden, sodass diese nach dem Wiederherstellen der entsprechenden elektrischen Verbindungen und der Neujustierung der Achsenlimits und Nullpunktverschiebungen einsatzbereit ist. Die um die Mittelachse rotierenden Schneckengänge verengen sich zur Düse hin und werden gleichzeitig niedriger, weshalb die dadurch erzeugte Volumenverkleinerung bei konstanter Drehzahl erst zu einer Verdichtung und letztlich zu einem erhöhten Druck führt, wodurch das durch die Keramikheizmanschette aufgeschmolzene Matrixmaterial in die helixartig und schräg angestellten Kanäle in Richtung der Mittelachse gefördert wird. Nachstehende Abbildung XII-4-48 verdeutlicht das Prinzip der Direktimprägnierung. Die Schmelze trifft im Kern der Schnecke unter Druck auf die Fasern, die zentriert durch die rotierende Schnecke gefördert werden, wodurch sie imprägniert und anschließend durch die Düse extrudiert werden. Aufgrund der biegeschlaffen Fasern beziehungsweise Rovings können die Fasern ausschließlich passiv über die Zugkräfte durch das bereits aufgebaute Bauteil gemäß des Pull-Prinzips nachgefördert werden. Die Abzugskraft kann ähnlich wie bei der Vorimprägnierung über die magnetische Hysteresebremse der Faserabwicklung gesteuert werden, liegt jedoch verfahrensbedingt auf einem niedrigeren Niveau. Ziel dieses Konzeptes ist es, die Bauteilgeometrie mit so wenig Kraftflussunterbrechungen im Werkzeugpfad durch das aufgebaute Volumen anzunähern.

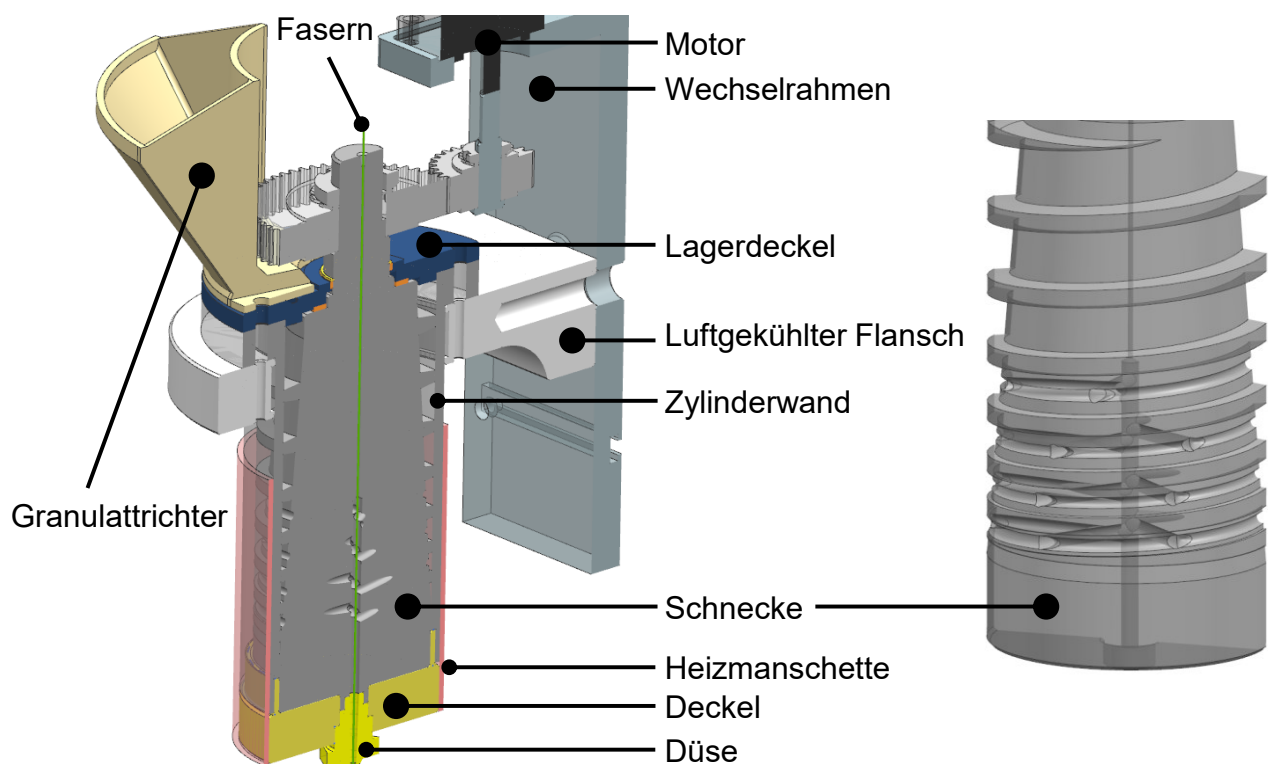


Abbildung XII-4-48: Konzept der direkten beziehungsweise in situ Imprägnierung

Um zusätzlich zur intralaminaren Festigkeit auch die interlaminare Festigkeit zu erhöhen, wird ein Laser zur Substratvorwärmung eingesetzt. Das Prinzip der additiven Schichtbauweise in Kombination mit einer Vorwärmung ist in Kapitel 2.3.1 beschrieben, weshalb nachfolgend die prinzipielle Übertragbarkeit auf extrusionsbasierte Fertigungsverfahren untersucht wird. Das konzeptionelle Verfahrensprinzip ist in Abbildung XII-4-49 dargestellt.

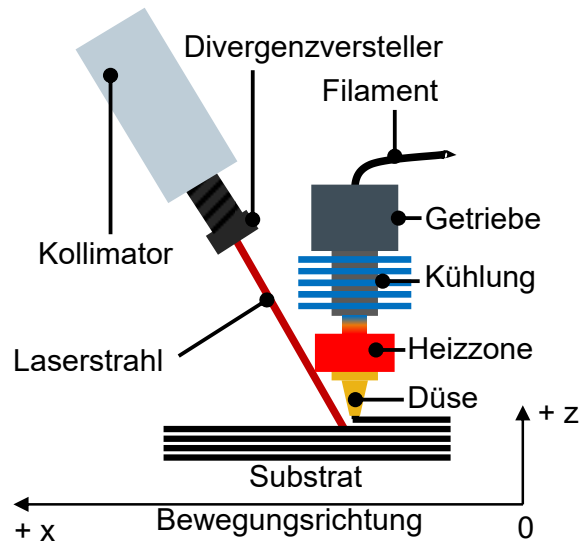


Abbildung XII-4-49: Konzeptionelles Verfahrensprinzip der Laservorwärmung

Die Entscheidung für einen IR-Diodenlaser anstatt eines Thulium- oder CO₂-Lasers wurde anhand des Kompromisses aus Wirtschaftlichkeit, Materialvielfalt und elektromechanischer Integration in das Gesamtkonzept in vorangegangenen Untersuchungen von Mehl und Kühn et al. anhand MEX-gefertigter und spritzgegossener Prüfkörper getroffen [359, 362]. Abbildung XII-4-50 verbildlicht die durchgeführten Spektroskopiemessungen für verschiedenfarbige MEX-Prüfkörper aus ABS.

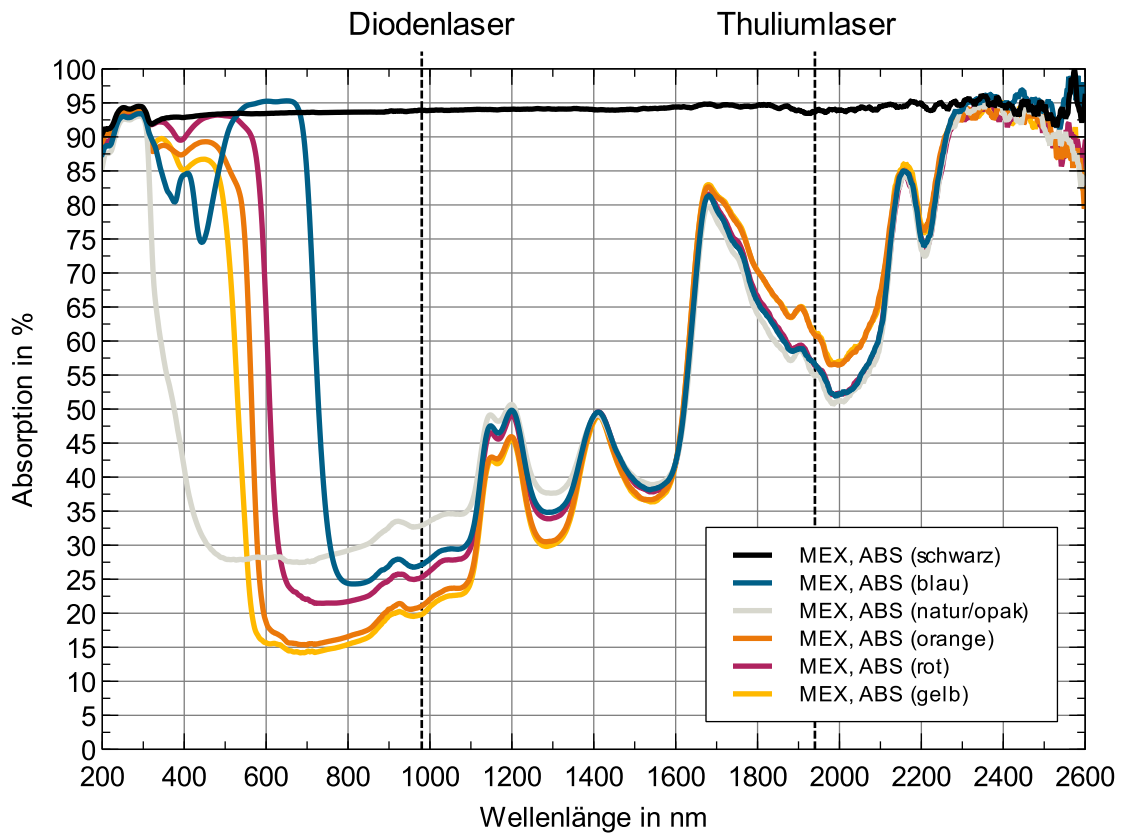


Abbildung XII-4-50: Spektroskopiemessung der ABS MEX-Prüfkörper, ergänzend zu [362, Fig. 5]

Gelb, orange, rot und blau eingefärbte sowie opak-naturfarbene Prüfkörper, die mittels MEX hergestellt sind, absorbieren die Strahlung eines Thuliumlasers generell besser als die eines

Diodenlasers. Die Oberseite eines Prüfkörpers entspricht der bei der Herstellung der dem Druckkopf zugewandten Oberfläche. Die Unterseite wird hauptsächlich von der Oberflächenstruktur der Druckplattform und der ersten Schicht charakterisiert. Die typische Wellenlänge eines Diodenlasers ist mit 980 nm und die eines Thuliumlasers mit 1940 nm entsprechend gekennzeichnet. Das Absorptionsvermögen von schwarz eingefärbten Prüfkörpern liegt für alle Wellenlängen bei annähernd dem gleichen Niveau. Der Diodenlaser der Firma Coherent | DILAS mit maximal 50 Watt Ausgangsleistung emittiert im infraroten Wellenlängenbereich von 980 ± 10 nm und ist für das menschliche Auge ohne Hilfsmittel optisch nicht sichtbar, weshalb in dem gleichen Strahlengang ein roter Pilotlaser mit 650 nm Wellenlänge zugeschaltet werden kann. Schutz vor der nach TROS Laserklasse 4 kategorisierten direkten und indirekten Laserstrahlung bietet eine Einhausung aus Edelstahlblechen. Um weiterhin den Zugang zum Versuchsaufbau zu gewährleisten, wird ein pneumatisches betätigtes Schiebtor integriert, das mithilfe eines induktiven Näherungssensors überwacht wird, der bei einer Signalunterbrechung gemäß dem fail-safe Prinzip über die SPS den Austritt des Laserstrahls aus der Pumpquelle unterbindet. Die erzeugte Strahlung wird kollimiert und mit einer Brennweite von $f = 150$ mm auf die Bauteiloberfläche fokussiert. Durch die Schrägstellung des Kollimators steht der Strahlengang nicht orthogonal zur Bauteilebene, weshalb sich das Strahlprofil durch die Projektion auf die Bauteiloberfläche elliptisch und nicht kreisrund ausbildet. Laut Rosenow [360] ist die elliptische Projektionsfläche in diesem Versuchsaufbau um den Faktor 1,12 höher als die Fläche der senkrechten Projektion, wodurch die bei gleicher Leistung resultierende, geringere Leistungsdichte als systematische Abweichung in den Gesamtprozess eingeht [360]. Die Laserleistung wird mithilfe einer synchronen Hilfsfunktion über das NC-Teileprogramm gesteuert. Die über das HMI beziehungsweise das Teileprogramm definierte Laserleistung in Form einer Gleitkommazahl wird von der SPS im Fall des gültigen Zahlenraumes $R_0^+ = \{x | x \in \mathbb{R}, x \geq 0, x \leq 50\}$ eingelesen, umgerechnet und auf einen analogen Spannungsausgangswert zwischen 0–10 V skaliert, welcher die analoge Schnittstelle des Lasercontrollers speist. Für den Soll-Ist-Vergleich der Laserleistung und um das Gaußsche Strahlprofil sowie die Fokusslage mit dem korrespondierenden Strahldurchmesser zu detektieren, wird eine Kaustikmessung durchgeführt, deren Aufbau und Ergebnis sich wie in Abbildung XII-4-51 darstellt. Aufgrund der Tatsache, dass gemäß Abbildung XII-4-52 und Abbildung XII-4-53 in Ebene F eine minimale Strahlaufweitung und eine konstante Strahlungsintensitätsverteilung über den Gesamtquerschnitt identifizierbar ist, wird diese als Fokusebene festgelegt. Von dieser Ebene aus wird der Fokusabstand berechnet und damit der Arbeitsstrahldurchmesser bestimmt.

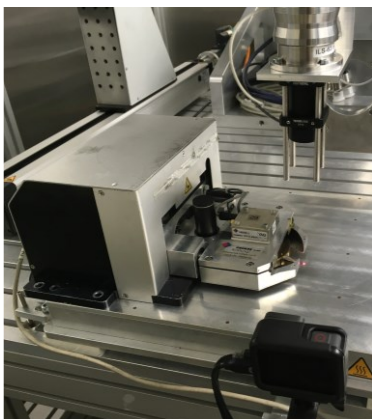


Abbildung XII-4-51: Versuchsaufbau der Kaustikmessung

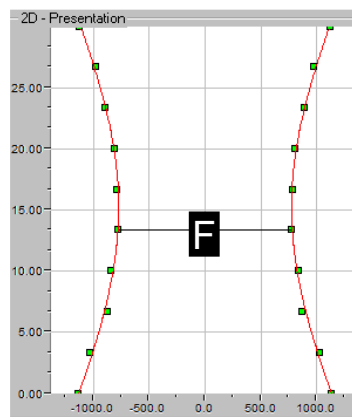


Abbildung XII-4-52: Gaußsches Strahlprofil bei 86,5 % Gesamtstrahlungsleistung

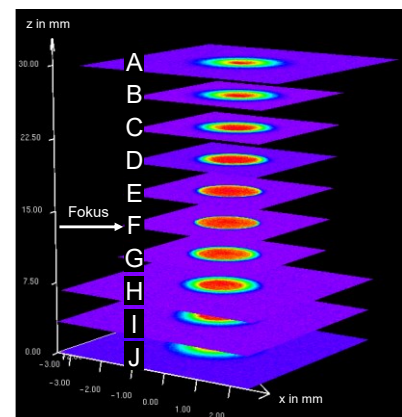


Abbildung XII-4-53: Identifizierung der Fokusslage in Ebene F

Um die Relevanz der korrekten Fokusslage zu betonen, sind die unterschiedlichen Strahlintensitätsprofile aus Ebene J in Abbildung XII-4-54 und Ebene F in Abbildung XII-4-55 gegenübergestellt.

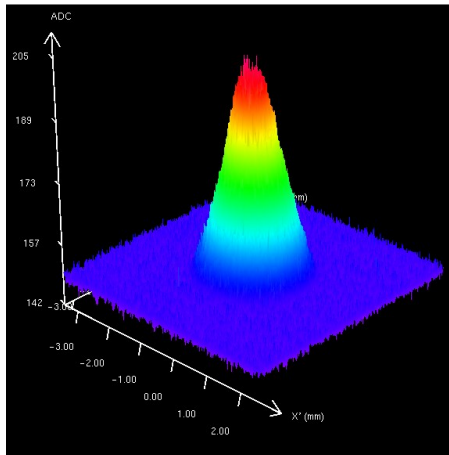


Abbildung XII-4-54: Strahlungsintensitätsprofil J mit $r = 1,130$ mm

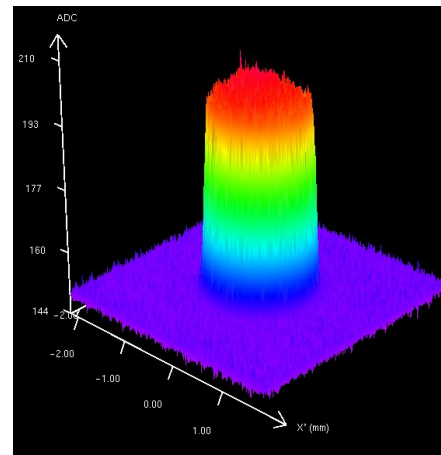


Abbildung XII-4-55: Strahlungsintensitätsprofil F mit $r = 0,773$ mm

Die mechanische Integration des Kollimators ermöglicht eine eindimensionale und unidirektionale Substratbelichtungsstrategie mit gleichzeitiger Extrusion in die inkrementelle Vektorrichtung $[+X, 0, 0]$, weshalb eine Rückholbewegung ohne Belichtung notwendig wird, sofern jede einzelne Bahn belichtet werden soll.

4.5. SPS-Programmierung

Die SPS liest in definierten Zyklen das Peripherieeingangsgrößenabbild der Eingänge, verarbeitet die Daten gemäß ihrer Programmierung und erstellt daraufhin das Peripherieausgangsgrößenabbild, wodurch die Bits der jeweiligen Ausgänge belegt werden [363, Abb. 4.71, 364]. Die Hardwarekonfiguration umfasst die Konfiguration der Bussysteme, die Belegung der IP-Adressräume des Kommunikationsprozessors und die Ein- und Ausgangsadressen der teils ausfallsicheren I/O-Module. Das digitale Abbild der Hardwarekonfiguration wird mittels der Software STEP7 V5.6 inklusive Toolbox erstellt und per Maschinennetzwerk nach dem Umräumen auf die 317F-3 PN/DP SPS beziehungsweise die SINUMERIK gespiegelt. Die erstellten Hardware-Systemdaten werden durch das eigentliche SPS-Programm in Form von Organisations- (OB), Daten- (DB) sowie Funktionsbausteinen (FB) und Funktionen (FC) ergänzt [365]. Der OB100, der als erstes beim Hochlauf der SPS aufgerufen wird, das redundante, ausfallsichere Sicherheitsprogramm, der zyklische OB1, der zyklische Alarmaustein OB35 sowie weitere Datenbausteine (DB) werden initialisiert und programmiert. Die umgesetzte AWL-Programmierung des Steuer- und Regelverhaltens aller Aktoren und Sensoren der Maschine wird nach der Auffassung von Adam [366] mithilfe von Bausteinen realisiert. Die PT2-Regelstrecken der implementierten PI(D)-Regelungen für die Heizpatronen und -bänder im FB58 Baustein sind experimentell mittels Sprungfunktion und Sprungantwort bestimmt beziehungsweise nach dem Betragsoptimum ausgelegt [367]. Obwohl für die jeweiligen Temperaturregelungen Halbleiterrelais eingesetzt werden, wird für das Ausgangssignal eine Pulsweitenmodulation programmiert, um eine Untergrenze der Intervalldauer für die Heizzyklen zu definieren. Sobald sich die SPS im fehlerfreien, zyklischen Betrieb befindet, erfolgt die Inbetriebnahme des Antriebssystems, der Sinumerik und des HMI. Die 138-seitige Dokumentation der SPS-Programmierung enthält alle weiteren umgesetzten Einzelheiten und ist in digitaler Form im Anhang gemäß Kapitel XIV.2 enthalten.

4.6. Inbetriebnahme und Ersteinrichtung der Maschine

Vor der Erstinbetriebnahme muss sichergestellt werden, dass die Softwarestände aktuell sind, da Diskrepanzen und Inkompatibilitäten bei der Inbetriebnahmeprozedur zu Inkonsistenzen und

Komplikationen führen. Außerdem sollten zu Beginn alle erforderlichen Lizenzen gesetzt werden, weshalb in diesem Fall eine zu Forschungszwecken im Funktionsumfang unlimitierte Testlizenz aktiviert und das Masterpasswort gesetzt wird. Die Leistungs- und Geberleitungen der Motoren werden mit den Frequenzumrichtern des Schaltschranks verbunden, wodurch die Lage der Multiturn-Absolutwertgeber der Servomotoren direkt über die kompatible DRIVE-CliQ Schnittstelle der SINUMERIK ermittelt und kommuniziert werden kann. Bei den Inkrementalgebern der Torquemotoren wird ein externes Sensormodul des Typs SME120 eingesetzt, wodurch nach dem Einschalten der Maschine, anders als bei Absolutwertgebern, zwingend eine Referenzfahrt notwendig ist, um die Lage durch die Geber zu detektieren. Nachdem die Mechanik mit dem Antriebssystem verbunden ist, wird die Inbetriebnahme direkt über das HMI durchgeführt. Zuerst werden die von den über DRIVE-CliQ bereitgestellten Antriebsdatensätze überprüft und konfiguriert. Das elektronische Typenschild der Servomotoren übermittelt hierbei die erforderlichen Antriebsdaten. Ergänzt werden diese Angaben manuell durch die Konfiguration der Bremsenansteuerung und die zu Überwachungszwecken verbauten KTY-Temperatursensoren in den Motorwicklungen. Bei den Torque-Motoren müssen alle Antriebsdaten zuerst ermittelt und fehlende Kenndaten berechnet werden. Anschließend werden diese Daten, wie zum Beispiel die Polpaarzahl, die Grenzdrehzahl, die Drehzahl der Feldschwächung, der optimale Lastwinkel, der Statorwiderstand, die Strichteilung des Gebers, die Pollagendistanz und -winkel sowie 30 weitere Parameter eingetragen und gespeichert. Abschließend werden die Antriebe den zuvor konfigurierten Maschinen-, Kanal-, und Geometrieachsen zugeordnet. Der Großteil der Maschinendaten (MD), welche die gesamte Charakteristik der Maschine beschreiben, ist mit Standardwerten vorbelegt. Diese müssen angepasst und entsprechend konfiguriert werden. Innerhalb dieser Prozedur wird auch die softwaretechnische Achskopplung für das Gantry-Portal vorgenommen, wodurch eine der zwei parallelen Achsen zur Führungsachse und die zweite Achse zur synchronen Schleppachse deklariert wird. Nach der mechanischen Kopplung der Motoren mit den Kupplungen der Linearachsen erfolgt die softwaretechnische Konfiguration des Gleichlaufachsenpaares unmittelbar, da das voneinander unabhängige Positionieren der parallelen Einzelachsen zur mechanischen Zerstörung des Achsverbundes führt. Das anschließende Auto Servo Tuning (AST) ist ein automatisierter Prozess zum Einmessen und Anpassen der Regelkreise, welche die Positionierung der Achsen durch die Motoren regeln oder steuern. In Abhängigkeit der gewählten Strategie werden anhand einer Frequenzgangmessung der Maschinendynamik die Regelkreisparameter für den Lage-, Drehzahl- und Stromregler bestimmt und optimiert. Hierdurch werden für die Maschinendynamik essenzielle Parameter, wie zum Beispiel die Proportionalverstärkung beziehungsweise Kreisverstärkung (K_v) sowie die axiale Ruckbegrenzung des Lagereglers, die Verstärkung (K_p) und Nachstellzeit (T_n) der Drehzahl- und Stromregler angepasst. Abbildung XII-4-56 veranschaulicht die Zusammenhänge der unterschiedlichen Regler.

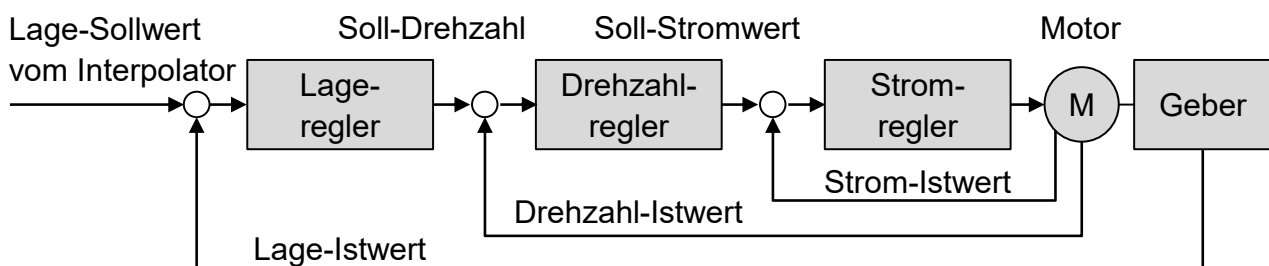


Abbildung XII-4-56: Zusammenhänge der Strom-, Drehzahl- und Lageregelkreise nach [368]

Das Dynamikverhalten aller an der Interpolation beteiligten Achsen wird aufeinander abgestimmt, wodurch die Koordination der Bewegungen entlang des Interpolationspfades verbessert wird. Die Ergebnisse der Optimierung werden anhand des Kreisformtests, welcher den Schleppabstand

detektiert, validiert. Ein zu hoher Schleppabstand, verursacht durch den bei Richtungsumkehr und Quadrantenwechseln auftretenden Übergang von Haft- in Gleitreibung, führt bei interpolierenden Achsen zu signifikanten Konturfehlern und kann durch einen Geschwindigkeits- oder Momentenaufschaltimpuls im Sinne einer Reibkompensation minimiert werden. Der K_v -Faktor, der Schleppabstand sowie die Geschwindigkeit stehen in folgendem formelmäßigem Zusammenhang.

$$K_v = \frac{\text{Geschwindigkeit in m/min.}}{\text{Schleppabstand in mm}} \quad \text{Formel (4-a) aus [369]}$$

Die Konfiguration der 5-Achs Koordinatentransformation ist essenziell für die an der Interpolation beteiligten Achsen mit ihren jeweiligen Ausgleichsbewegungen. Die geschlossene Vektorkette kann für die Erstinbetriebnahme dem digitalen Zwilling entnommen werden, muss jedoch anschließend durch mechanische Vermessungen validiert und verfeinert werden.

4.7. CAM-Strategien & Multi Axis Deposition

Obwohl Siemens NX auch eine „Additive Manufacturing“ Anwendung anbietet, wird die gesamte Arbeitsvorbereitung im Sinne der durchgängigen CAx-Prozesskette mit entsprechenden softwaretechnischen Erweiterungen in der Siemens NX CAM-Umgebung durchgeführt. Das zuvor konstruierte und zu fertigende Bauteil wird durch den Wechsel in die CAM-Umgebung und die Zuweisung zu einer Maschine, in diesem Fall dem Digitalen Zwilling aus Kapitel 4.2, auf der Bauplattform inmitten der G54 Nullpunktverschiebung positioniert. Das Bauteil kann hierbei auch das Ergebnis einer zuvor durchgeführten Topologieoptimierung sein. Im Gegensatz zum Stand der Technik werden die Geometriedaten des Bauteils nicht erst mit oberflächenbasierten Dreiecksfacetten trianguliert und exportiert, um sie anschließend zu reparieren und in eine externe Arbeitsvorbereitungssoftware zu importieren, sondern sie bleiben als native, volumetrische Beschreibung erhalten. Diese Geometriedaten werden einer hybriden Geometrie zugewiesen, die sich aus dem additiven Anteil des Bauteils selbst und der Bauplattform zusammensetzt. Die hybride Geometrie wird dem Koordinatensystem der ersten Nullpunktverschiebung G54 zugeordnet, welches sich im Mittelpunkt der Bauplattform befindet und selbst Bezug auf das Hauptkoordinatensystem nimmt. Die G54 Nullpunktverschiebung ist entsprechend in den Maschinendaten der realen Maschine konfiguriert. Die hybride Geometrie wird mit einer Operation aus dem „Multi-Axis-Deposition“ Katalog verknüpft. Die Operationen aus dem Multi-Axis-Deposition Katalog sind vielseitig einsetzbar und auch für Extrusionsprozesse abstrahierbar, obwohl sie ursprünglich exklusiv für DMG Mori für das metallische Laserauftragschweißen entwickelt wurden. In diesem Katalog stehen verschiedene Fertigungsstrategien zur Verfügung, die vorschreiben, auf welche Art und Weise die Werkzeugbahnen erzeugt werden sollen. Nachfolgende Abbildung XII-4-57 zeigt die Seitenansicht eines Negativ- und ein Positivbeispiels der Pfadgenerierung anhand eines rohrartigen Bauteils, dessen Werkzeugpfade sich durch die zwei dargestellten verschiedenen Strategien grundlegend unterscheiden. Durch die Wahl der entsprechenden Operation bestimmt der Nutzer den wesentlichen Charakter des Bauteils. Die links dargestellten, schichtweisen, „2,5“-dimensionalen Werkzeugbahnen entsprechen dem allgemeinen Stand der Technik und können zwar von der realen Maschine eingelesen und abgearbeitet werden, sind jedoch nicht fertigungsgerecht, da die aufgrund der Überhänge erforderlichen Stützkonstruktionen fehlen und somit kein Bauteil entstehen kann. Erst durch die zusätzliche Generierung von Stützkonstruktionen, die nach der Fertigung vom eigentlichen Objekt manuell entfernt werden müssen, kann das Bauteil gefertigt werden. Durch eine geeignete 3-Achs Operation werden die Stützkonstruktionen als Inbegriff der Ressourcenverschwendung hinsichtlich Werkstoff-, Zeit- und Personaleinsatz überflüssig. Die dreidimensionalen Werkzeugpfade, denen das starre Werkzeug der Kinematik stets orthogonal folgen muss, erfordern eine 5-Achs Interpolation mit einer Dreh- und Schwenkachse. Die Entscheidung für eine fertigungsgerechte Strategie setzt Wissen und Erfahrung über das Verfahren

und die Maschine voraus und kann nicht verallgemeinert formuliert werden. Vor allem die „Merge“-Operation erfordert ein entsprechendes Vorstellungsvermögen und eine abschließende Plausibilitätsprüfung, da ihr zu erzeugender Werkzeugpfad die Kombination mehrerer separater Strategien darstellt, die unter Umständen jeweils unterschiedliche Interpolationensarten erzwingen. Innerhalb der gewählten Operation werden außer der hybriden Geometrie auch die Werkzeugdaten eingelesen, wodurch indirekt die Bahnbreite definiert wird.

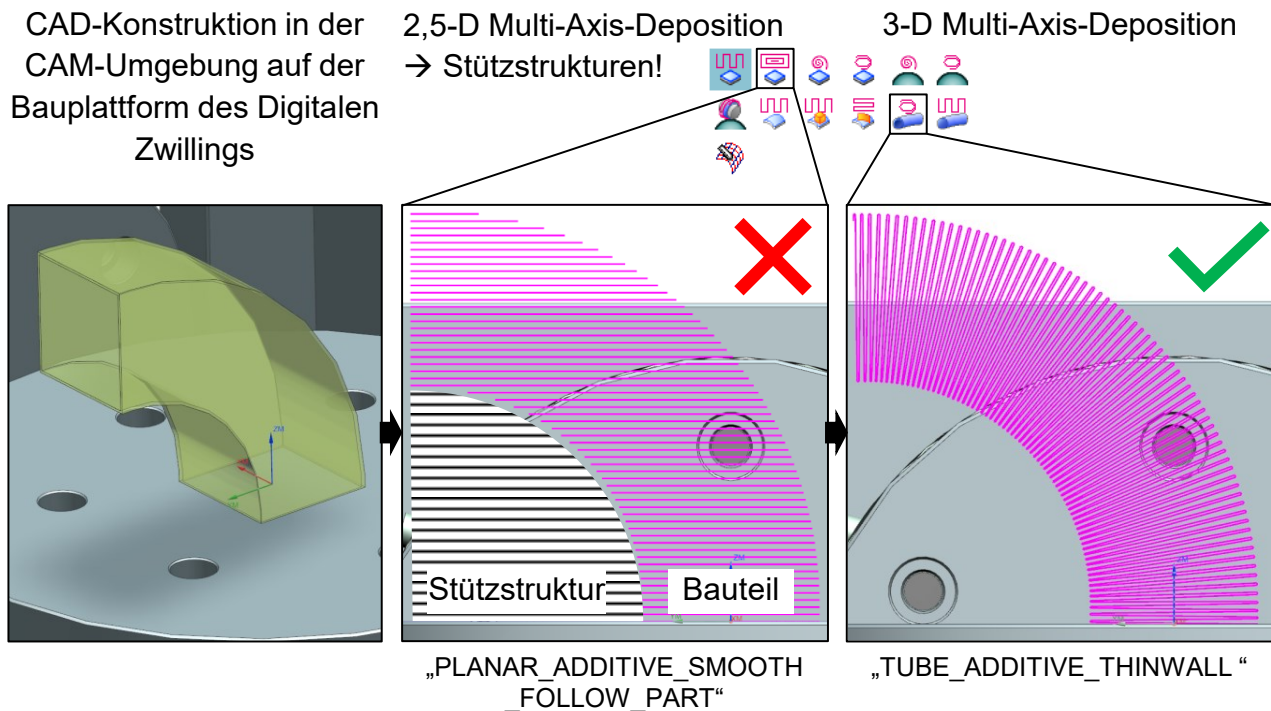


Abbildung XII-4-57: Darstellung eines 2,5-D und eines 3-D Werkzeugpfades zur Volumenerzeugung

Nachdem alle weiteren fertigungsrelevanten Parameter, wie zum Beispiel die Schichthöhe, Toleranzen und Geschwindigkeiten definiert sind, können die Werkzeugbahnen erzeugt werden. Die Werkzeugbahnen werden NX CAM-intern durch aneinandergehängte „GOTO“-Befehle repräsentiert und unterscheiden sich grundlegend vom maschinenlesbaren, nach DIN 66025 und ISO 6983 genormten NC-Code dadurch, dass sie maschinenunabhängig sind [370, 371]. Mit den erzeugten, NX CAM-internen Werkzeugbahnen können bereits die ersten zwei Stufen der Fertigungssimulation umgesetzt werden, was im folgenden Kapitel gezeigt wird.

4.8. Simulation zur Verifikation der Werkzeugbahnen

Die Siemens NX Simulationsumgebung stellt dem Nutzer sowohl generische als auch sehr maschinenspezifische Simulationmöglichkeiten zur Verfügung. Nachfolgende Abbildung XII-4-58 veranschaulicht die möglichen Implementierungen in Abhängigkeit ihres Spezifizierungsgrades von Stufe 1 bis Stufe 5. Die in Kapitel 4.7 erzeugten Werkzeugpfade können bereits anhand einer NX CAM-internen Simulation gemäß Stufe 2 visualisiert und verifiziert werden. Der Fokus in dieser Art der Simulation liegt auf einer Validierung der fehlerfreien Umsetzung der Fertigungsstrategie und der Pfadberechnung. Auch wenn die implementierte Kinematik der Maschine in dieser Stufe bereits visualisiert wird, kann auf dieser Grundlage noch kein Wissen über das tatsächliche Verhalten der physischen Maschine antizipiert werden. Mit einer Materialauftragsimulation gemäß Stufe 1 in Abbildung XII-4-58 kann bereits beobachtet werden, wie das Bauteil Lage für Lage aufgebaut wird und an welchen Stellen Defekte zu erwarten sind. Vor allem bei der additiven 5-Achs Materialbearbeitung ist dies eine sehr gute Möglichkeit, Makroporen virtuell zu detektieren und daraufhin die Strategie

der Bahnberechnung und deren Parameter anzupassen. Die Kinematik des Digitalen Zwillings bleibt dabei weitgehend unberücksichtigt.

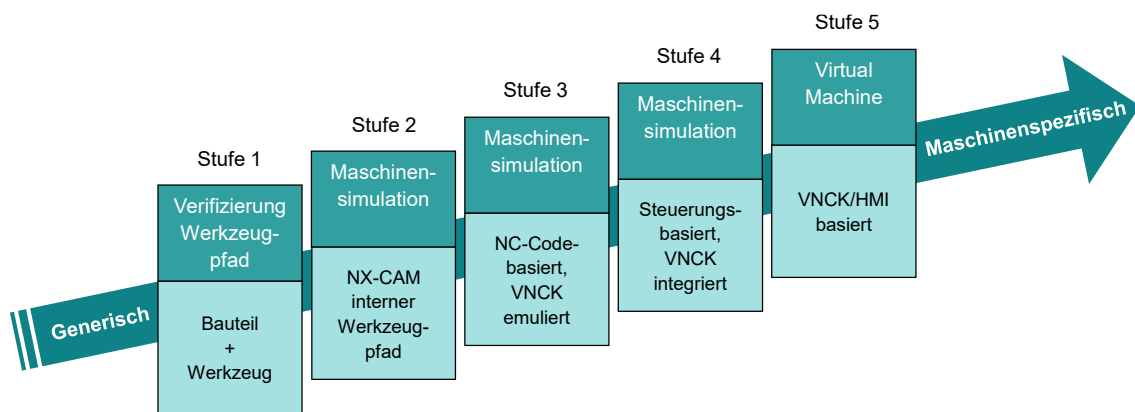


Abbildung XII-4-58: Einordnung der Simulationstiefen in Abhängigkeit der Spezifität nach [372, 373]

In der nachstehenden Abbildung XII-4-59 sind die Werkzeugbahnen aus Abbildung XII-4-57 als Materialauftragssimulation dargestellt. Besonderes Augenmerk liegt dabei auf der Identifizierung von Bereichen mit Überextrusion aufgrund der Materialstauchung am kleineren Innenradius und den Poren aufgrund der gestreckten Schichthöhe im größeren Außenradius des helixartigen Bauteils. Dadurch, dass der tatsächliche Extrusionsvolumenstrom pro Werkzeugbahn erst im Postprozessor korrigiert wird, wird der Materialauftrag grundsätzlich kontinuierlich simuliert. Um das kinematische Modell der Maschine zu berücksichtigen, kann eine Simulation auf Basis der Repräsentation des internen NX CAM-Werkzeugpfades gemäß Stufe 2 aus Abbildung XII-4-58 durchgeführt werden. Die Achsen des Digitalen Zwillings werden entsprechend simuliert und folgen virtuell den programmierten Werkzeugbahnen. Hierdurch kann die Plausibilität der Maschinenkinematik validiert und mögliche Kollisionen identifiziert werden [321, 374]. Für die Stufe 3 der NC-Code-basierten CSE-Simulation mit einem emulierten Controller wird ein Postprozessor benötigt, der die NX CAM-internen Werkzeugbahnen auf die Beschaffenheit der realen Maschine übersetzt.

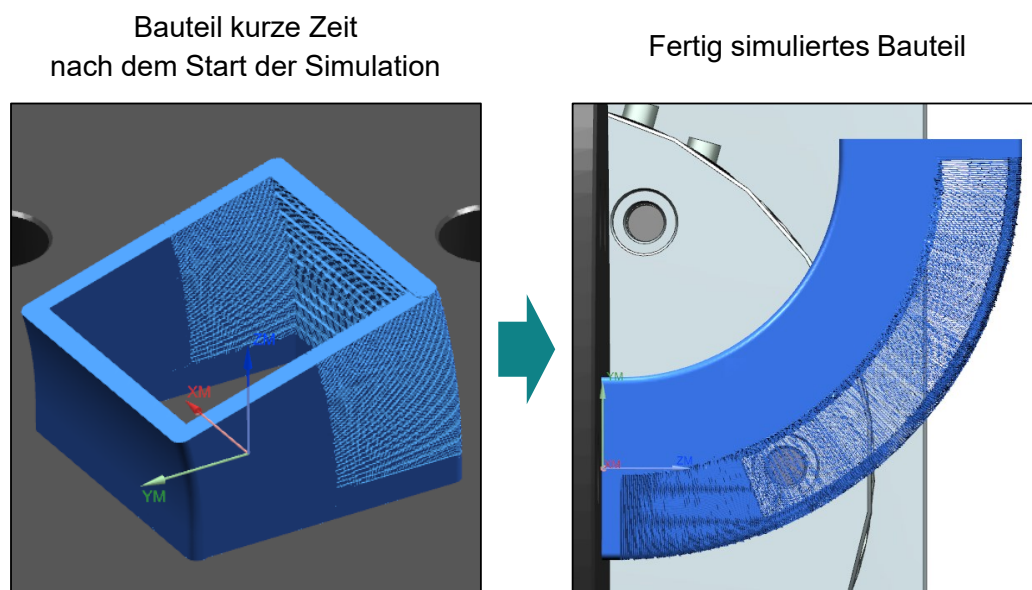


Abbildung XII-4-59: 3-D Materialauftragssimulation im 5-achsigen Kontext

Das Ergebnis des Postprozessors ist der NC-Code, der von der realen Maschine eingelesen und abgearbeitet wird. Mögliche Fehler im Postprozessor äußern sich in diesem Fall erst im realen

Betrieb, was durch eine vorherige, NC-Code basierte Simulation verhindert werden kann. Auf die Implementierung einer VNCK-Simulation, die die Controller-Software nicht mehr nur per CSE emuliert, sondern denselben Controller Kernel der realen Maschine nutzt und die Einrichtung einer Virtual Machine wird im Rahmen des Laboraufbaus verzichtet.

4.9. Postprozessor und Übergabe der Fertigungsparameter

Der auf die Steuerung zugeschnittene Postprozessor stellt Prozeduren, Funktionen und Schemata für den generierten Werkzeugpfad, die NX CAM-Variablen, die Daten aus den User Defined Events (UDE) und den definierten Zyklen zur Verfügung und generiert daraus einen chronologischen abzuarbeitenden, maschinenlesbaren NC-Code. Der Postprozessor wird einmalig mit dem Post Builder oder Post Configurator in der Tool Command Language (TCL)-Sprache programmiert und definiert unter anderem den Header, die Syntax der einzelnen NC-Sätze und den abschließenden Footer. Er besteht aus der .pui, .def, .tcl und .cdl Datei und kann dem Anhang in Kapitel XIV.2 entnommen werden. Zusätzlich zu der grundlegenden Syntax und den generellen Orientierungs- und Werkzeuginterpolationsarten werden in der hier vorgestellten Realisierung auch die vom Nutzer in NX CAM parametrisierten Sinumerik-Zyklen CYCLE800 und CYCLE832 interpretiert, welche unter anderem die Art der Transformation und das Toleranzverhalten und damit das Überschleifverhalten von NC-Sätzen festlegen. Die Orientierungsinterpolation kann prinzipiell durch Linearinterpolation, Vektorinterpolation, Kegelmantelinterpolation oder Spline-Interpolation erfolgen, wobei in dieser Umsetzung Erstere realisiert ist. Die erforderliche Werkzeugorientierung kann vom Postprozessor in Abhängigkeit des konfigurierten CYCLE800 als Rundachspannung, als Richtungsvektor, als Eulerwinkel, als Flächennormalenvektor in den NC-Code übersetzt werden, wobei in diesem Versuchsaufbau die erste Variante umgesetzt ist. Die Entscheidung darüber, welche Art der Werkzeugbahninterpolation am zielführendsten ist, hängt vor allem von der Kinematik der Maschine, ihrer Steuerung und nicht zuletzt dem zu bearbeitenden Bauteil ab. Bei einer Parametrierung des CYCLE800 für die 5-Achs Transformation sollte auch die 3-D-Werkzeuglängenkorrektur initialisiert werden, um Geometrieabweichungen zu vermeiden. Die UDE-Eingabemasken zur Implementierung der spezifischen Fertigungsparameter werden im Post Builder erstellt, mit Variablen parametrisiert und analog zu den Sinumerik 840D Zyklen grafisch in NX CAM eingebunden. Die Variablen werden mit werkstoff- und fertigungsspezifischen Werten initialisiert und an den Postprozessor transferiert, der diese Werte direkt in den NC-Code schreibt oder als Eingangswert für weitere Berechnungen nutzt und deren Ergebnis verarbeitet. Die Faserrestwegdistanz aus Abbildung XII-4-45 ist ein Beispiel für eine Konstante, die als Gleitpunktkommazahl über die UDE aus der NX CAM-Umgebung direkt als vergleichende Bedingung mit der Werkzeugbahnrestlänge als Auslösekriterium für eine Synchronaktion in den NC-Code geschrieben wird. Sofern die dem aktuellen NC-Satz folgende Bewegung eine Positionierbewegung ist und die Restweglänge des aktuellen Satzes die Faserrestwegdistanz unterschreitet, wird über die Schnittstelle der Sinumerik zur SPS der Befehl an die Pneumatikinsel ausgegeben, die den Zylinder der Faserschneideinheit ansteuert. Die Spindeldrehzahl gibt in Verbindung mit der statischen Getriebeübersetzung unmittelbar das zu extrudierende Werkstoffvolumen pro Zeit vor. Der benötigte Werkstoffvolumenstrom für einen kontinuierlichen und makroporenen Extrusionsstrang kann vereinfacht als eine Funktion aus der Ist-Bahngeschwindigkeit, dem Verhältnis von Bahnquerschnitt zu Filamentquerschnitt, dem Werkstofffaktor, einem Skalierungsfaktor und einem Korrekturfaktor aufgefasst werden. Der Werkstofffaktor ist werkstoffspezifisch und wird experimentell bestimmt. Er ist das Produkt aus dem temperaturabhängigen rheologischen Verhalten, dem Erstarrungsverhalten und dem Schwindungsverhalten [18]. Für ein kurzfasergefülltes PA 6 mit ca. 20 % Fasermassenanteil Kohlenstofffasern kann der erforderliche Volumenstrom beispielhaft wie in Formel (4-b) ausgedrückt werden. Die Formel wird für jeden einzelnen NC-Satz neu

berechnet, wodurch Änderungen in den Einzelfaktoren automatisiert in einer entsprechenden Spindeldrehzahl und damit in einen angepassten Volumenstrom umgesetzt werden.

$$\dot{V}_{\text{Extrusion}} \triangleq S(V_{\text{Ist-Vorschub}} * \frac{A_{\text{Bahnquerschnitt}}}{A_{\text{Filamentquerschnitt}}} * M_{\text{PA6,CF20}} * S_{\text{Skalierung}} * K_{\text{Korrektur}}) \quad \text{Formel (4-b)}$$

Auf diese Weise kann auch 5-achsiges Fertigen mit veränderlichen Bahnquerschnitten bewerkstelligt werden. Die Grenzen zwischen werkstoffspezifischen und fertigungsspezifischen Parametern sind fließend, wie am Beispiel der Bahn- beziehungsweise Schichthöhe aufgezeigt werden kann. Die Schichthöhe ist vor allem eine geometrische Stellschraube für die Feinheit und Auflösung des finalen Bauteils, jedoch wird diese durch die Verwendung von fasergefüllten Filamenten werkstoffseitig limitiert, da Kurzfasern bei zu niedrigen Schichthöhen zu Agglomerationen beziehungsweise Anhäufungen neigen und die Düse verstopfen. Die Laserleistung wird satzweise über eine H-Funktion vorgegeben, welche am Ende eines jeden NC-Einzelsatzes definiert ist. In der Steuerung kann das Verhalten einer Hilfsfunktion durch den Charakter des entsprechenden Maschinendatums dahingehend modifiziert werden, dass die H-Funktion während eines gesamten NC-Satzes aktiviert ist, was bei der angestrebten Vorwärmung notwendig ist. Alternativ können H-Funktionen auch vor oder nach einem abzuarbeitenden Satz ausgeführt werden und als modal wirksam deklariert werden. Der Postprozessor stellt die Syntax für die H-Funktion zur Verfügung, in dem er am Ende jedes NC-Satzes die Ausgabe der Variable mit ihrem Wert aus der UDE ermöglicht. Das zeitliche Verhalten der H-Funktion muss zusätzlich in den Maschinendaten der Steuerung definiert und die SPS zur Modulation der Laserleistung programmiert werden. Durch die antizipierende „Look-ahead“-Funktion des Postprozessors können auch Reaktionen und Maßnahmen auf Basis von zukünftigen Ereignissen implementiert werden, was am Beispiel der implementierten „Retract“-Funktion gezeigt werden kann: Immer dann, wenn die nachfolgende Bahn keine Extrusionsstrecke ist, soll die Maschine vor der Durchführung dieser reinen Positionierbewegung das Filament einige Millimeter zurückziehen, wodurch der Extrusionsstrang abreißt und das unerwünschte Ziehen von thermoplastischen Fäden vermieden werden kann. Um die Syntax sowie die beschriebenen Anpassungen im Postprozessor überprüfen zu können, muss eine Simulation auf Basis des erzeugten NC-Codes durchgeführt werden, da die bisherige kinematische Werkzeugbahnsimulation Änderungen durch den Postprozessor nicht berücksichtigt.

4.10. CSE-Simulation

Die CSE-Simulation ermöglicht es, eine kinematische Simulation anhand des NC-Codes auf Basis einer emulierten Steuerung, in diesem Fall der SINUMERIK 840D, durchzuführen, indem sie die NX CAM-eigene „Integrierte Simulation und Verifikation“ (ISV) und die „RealNC“ Plattform in einem einzigen Simulationskernel kombiniert. Die CSE setzt sich aus der Controller DLL, einem Parser, welcher die Sprache der Steuerung interpretiert und die Gültigkeit der steuerungsspezifischen Kernel Befehle überprüft, dem XML-basierten Controller Configuration File (CCF), welche den Metacode in steuerungsspezifische Kernel-Befehle übersetzt, dem ebenfalls XML-basierten Machine Configuration File (MCF), das die Achskonfiguration der realen Maschine beinhaltet und mindestens einem Unterprogramm für den Werkzeugwechsel zusammen. Nachfolgende Abbildung XII-4-60 fasst die Architektur der Simulationsvarianten zusammen. [375]

Der Pfad mit den schwarzen Pfeilen entspricht dem realisierten Vorgehen. Der Digitale Zwilling der CSE-Simulation ist derselbe wie der der Werkzeugbahnsimulation aus Kapitel 4.8, jedoch können erst hier durch die Simulation des tatsächlichen NC-Codes Fehlparametrierungen im Postprozessor erkannt und Modifikationen gemäß Kapitel 4.9 validiert werden. Damit der DLL-Parser die Gültigkeit der maschinenspezifischen Anweisungen wie zum Beispiel die Aktivierung des Lasers erkennt, wird

die MCF-Datei mit der kinematischen Kette des Digitalen Zwillings abgeglichen und ein entsprechendes Handling der noch unbekanntenen Befehle programmiert und implementiert.

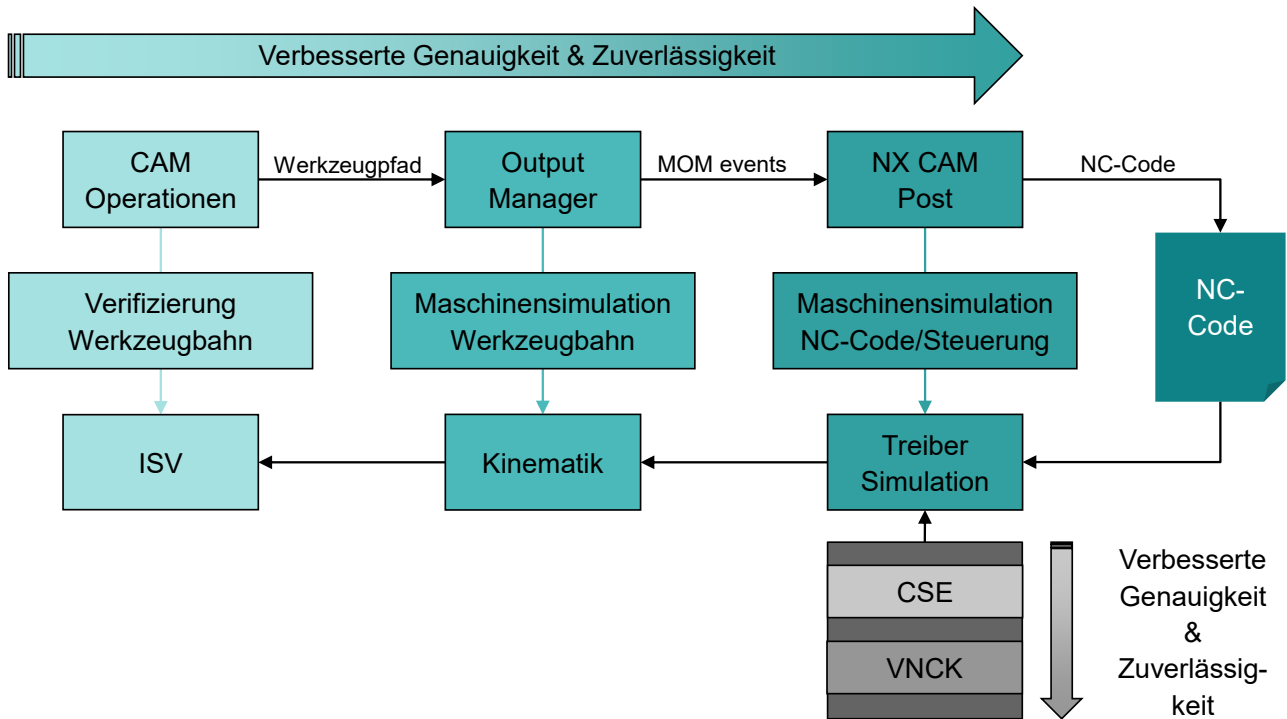


Abbildung XII-4-60: Zusammenhänge zwischen ISV, CSE und VNCK in NX CAM nach [375]

Die Kanaldaten und die spezifischen Sinumerik 840 D Zyklen werden parametrisiert und mit der MCF-Datei verknüpft. Der CSE-Simulationstreiber wird abschließend durch die Subprogramme für den Werkzeugträger, den Werkzeugwechsel sowie den Werkzeugwechsellpunkt programmiertechnisch komplettiert. Die G54 Nullpunktverschiebung muss nicht zwangsläufig manuell erstellt werden, da die .ini Datei automatisch bei jedem Aufruf der NC-Code Simulation aus der NX CAM-Konfiguration erstellt wird.

4.11. NC-Code

Der maschinenspezifische NC-Code wird vom Postprozessor nach einer zu definierenden Syntax, in dieser Umsetzung gemäß Abbildung XII-4-61, erstellt und von der Steuerung zeilenweise abgearbeitet, indem die Satzaufbereitung jede einzelne Zeile unter Vorgabe eines Puffers einliest und dem Interpolator übergibt. Die genormten, generellen Wegbefehle eines NC-Codes sind zum Beispiel von Fischer in [357] zusammengefasst.

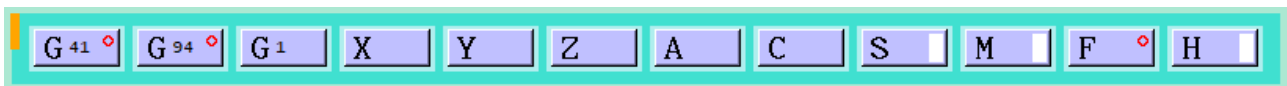


Abbildung XII-4-61: NC-Code Syntax des implementierten Postprozessors

Sobald die Toleranzbedingungen für die Satzweitschaltung erfüllt sind, wird der nächste Satz ausgeführt, wodurch eine Bewegung entsteht. In jeder Zeile sind inkrementelle oder absolute Zielkoordinaten vorgegeben, die die Maschine mit dem programmierten Vorschub erreichen soll. Der Interpolator stellt dabei sicher, dass unter Anwendung der im Postprozessor definierten Interpolationsart alle an der Interpolation beteiligten Einzelachsen gleichzeitig an den Zielkoordinaten eintreffen und berechnet die dafür erforderlichen Einzelachsgeschwindigkeiten. Damit aus den Einzelsätzen flüssige und weitgehend unterbrechungsfreie Bewegungen resultieren, werden die Sätze je

nach definierter Beschleunigungs- und Ruckbegrenzung mit entsprechenden Wegbefehlen überschliffen.

4.12. 5-Achs Transformation und Extrusionskompensation

Die 5-Achs Transformation interpoliert fünf Achsen zur Umsetzung einer dreidimensionalen Werkzeugbahn statt eines 2,5-dimensionalen Schichtaufbaues und wird in Abhängigkeit der Achskinetik bei der Inbetriebnahme initialisiert. Der Schichtcharakter kann per Definition auch im dreidimensionalen additiven Fertigen nicht gänzlich aufgelöst werden, da jede zu fertigende Bahn unter atmosphärischem Druck einen konsolidierten Untergrund benötigt und bereits gedruckte Bahnen die Freiheitsgrade der zukünftigen Werkzeugbewegungen einschränken. Vor allem dünnwandige und großvolumige Strukturen mit Überhängen sind prädestiniert für die 5-achsige additive Fertigung, weil die Generierung, Fertigung und das Entfernen der ansonsten erforderlichen Stützkonstruktionen überflüssig werden, was am nachstehenden Beispiel in Abbildung XII-4-62 verdeutlicht wird. Im 2,5-D Verfahren müssen die Stützstrukturen nicht nur die vom Bauteil auf die Bauplattform projizierte Fläche stützen, sondern ebenfalls die innenliegenden Geometrien. Je nach Werkstoff sind die Überhänge bis zu einem Winkel zwischen 40° bis ca. 60° noch selbsttragend, darüber hinaus ist eine entsprechende Abstützung obligatorisch. Das Entfernen der innenliegenden Stützstrukturen ist vor allem bei geschlossenen Hohlkörpern nicht möglich, weshalb bereits bei der Konstruktion die geometrische Freiheit durch weitreichende Limitationen eingeschränkt wird.

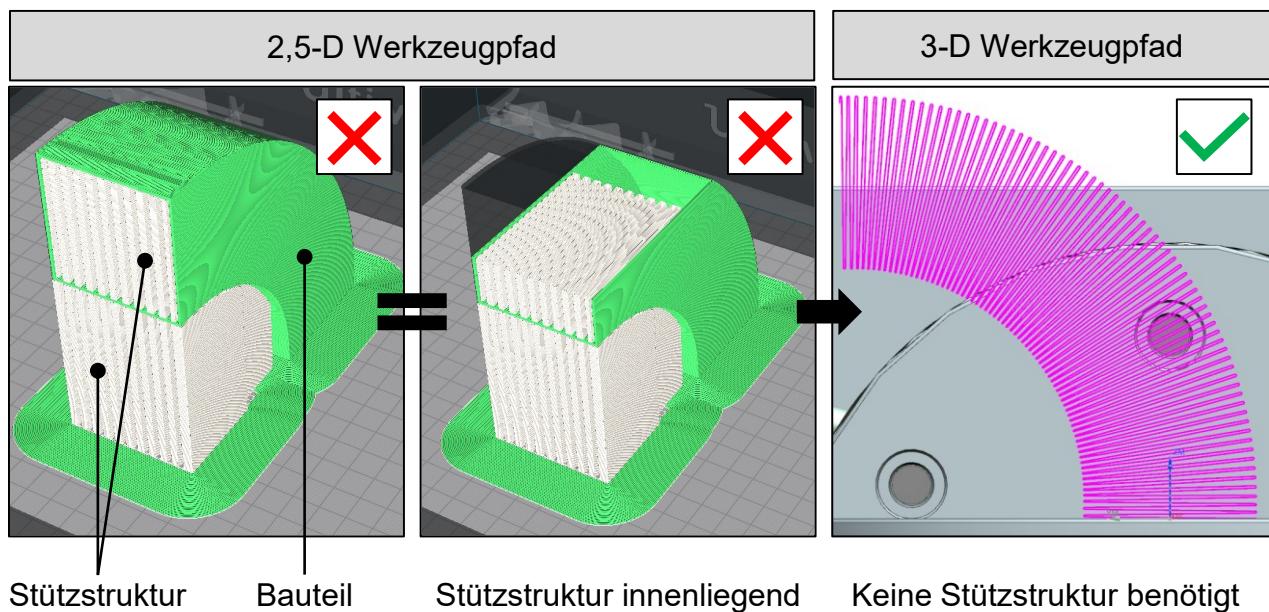


Abbildung XII-4-62: 5-achsige Fertigung eines dreidimensionalen Bauteils

Das Bauteil benötigt in 2,5-D Bauweise ca. 960 Minuten reine Fertigungszeit, wohingegen das Bauteil mit dem dreidimensionalen Werkzeugpfad bei ansonsten identischen Fertigungsparametern nur 55 Minuten benötigt. Das 5-achsige, additive Fertigen erfordert einen angepassten Extrusionsvolumenstrom mithilfe eines dynamischen Flussfaktors, da die Bahnhöhen und -breiten im Gegensatz zum 2,5-D Schichtaufbau weder schichtübergreifend noch innerhalb einer Schicht konstant sein müssen. Am Beispiel des um 90° gebogenen Rohrbogens aus Abbildung XII-4-57 und Abbildung XII-4-59 wird dies an dem kleineren Innenradius und dem größeren Außenradius in Abbildung XII-4-63 deutlich. Bei einem statischen Volumenstrom wird der Werkstoff quer zur Extrusionsrichtung auf der Innenseite (R_{innen}) gestaucht und in der Außenbahn ($R_{\text{außen}}$) gestreckt, was in beiden Bereichen zu Fehlstellen führt. Zwischen $R_{\text{außen}}$ und R_{innen} liegt zudem die Besonderheit vor, dass sich der

Volumenstrom innerhalb eines NC-Satzes keilartig und damit linear ändern muss, um entsprechend der Bahnbreite und -höhe das wegabhängige Volumen auszufüllen.

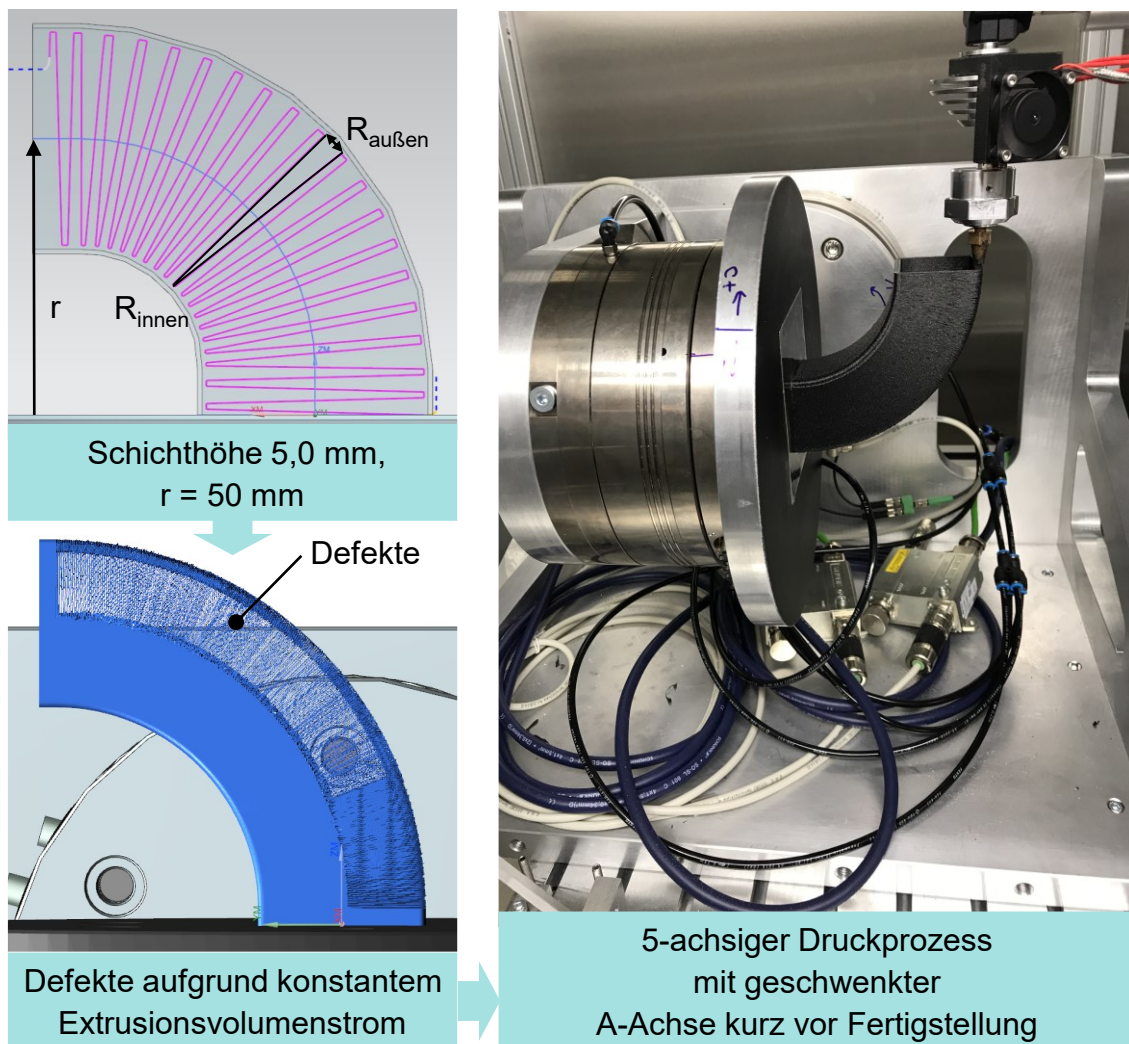


Abbildung XII-4-63: 5-achsiger Fertigungsprozess eines Rohrbogens ohne Stützkonstruktionen

Statt die Keilform durch dünnere Einzelschichten zu approximieren, was für verstärkte Kunststoffe nur sehr begrenzt möglich ist, muss die Formel für die Spindeldrehzahl im Postprozessor um eine Polynominterpolation erweitert werden, die zwischen der Spindeldrehzahl vom Ende des vorherigen Satzes und der Anfangsdrehzahl vom Folgesatz entsprechend der Geradengleichung beziehungsweise der Formel

$$\dot{V}(x) = m * x + \dot{V}_{x=0} \quad \text{Formel (4-c)}$$

oder in allgemeinerer Form in NC-Schreibweise mit

$$PO[S(x)] = [[S_{\text{Ende}}, \text{Polynomkoeffizient}_1, \text{Polynomkoeffizient}_2] \quad \text{Formel (4-d)}$$

linear interpoliert.

Mithilfe der Voruntersuchungen, der entwickelten Maschine sowie der durchgängigen Prozesskette werden nachfolgend die Untersuchungen hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften faserverstärkter Polyamide durchgeführt.

5. Untersuchung der mittels Faserverstärkung erzeugten mechanischen Eigenschaften

Um vornehmlich die materialtechnischen Besonderheiten der Faserverstärkung zu untersuchen, werden die geometrischen Aspekte der mechanischen Festigkeit infolge der interlaminaren, bauteil-abhängigen Werkzeugpfadstrategie und des interlaminaren Schichtaufbaus durch die Wahl eines einachsig beanspruchten, orthotropen Zugprüfkörpers normiert und damit eliminiert. Auf diese Weise wird der Fokus der Untersuchung auf die werkstofftechnischen und rheologischen Parameter als primäre Einflüsse für die Faserorientierung gerichtet, womit deren direktes Maß für die mechanische Beanspruchbarkeit auf der Grundlage von Kapitel 3.1 und 3.2 in einem vollfaktoriellen Design of experience (DOE) quantifiziert und evaluiert wird. Die Charakterisierung erfolgt nach [376–378].

5.1. Untersuchung der mechanischen Eigenschaften der Kurzfaserverstärkung

In diesem Abschnitt wird das Zusammenwirken der fertigungstechnischen Parameter mit den werkstofftechnischen Einflüssen der verschiedenartigen Matrixtypen, den Kurzfasern und den Flamm-schutzmitteln sowie die Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften untersucht. Teile dieses Kapitels verwerfen, ergänzen, aggregieren oder subsumieren (Mess-)Daten beziehungsweise Erkenntnisse von Nüßlein [248], Pinkin [253] und Pham [337], deren Untersuchungen von flammgeschützten Polyamiden für die industrielle Anwendung von AM über den Einfluss von 3-D Druck Verarbeitungsparametern auf die flammwidrigen und mechanischen Eigenschaften flammgeschützter Polyamide bis hin zur Kurzfaserverstärkung reichen.

5.1.1. Werkstoffauswahl und Werkstoffeigenschaften

Für die Untersuchung der intralaminaren mechanischen Eigenschaften von additiv gefertigten, kurzfaserverstärkten Polyamiden werden kommerziell verfügbare Filamente ausgewählt, die die beschriebenen Anforderungen und Randbedingungen gemäß der Motivation in Kapitel 1.1 erfüllen. Nachstehende Tabelle XII-5-III gibt einen Überblick über die ausgewählten Filamente, denen jeweils eine Abkürzung zur weiterführenden Verwendung zugeordnet ist.

Tabelle XII-5-III: Auswahl der kommerziell verfügbaren, kurzfaserverstärkten Filamente

Abkürzung	Werkstoff	Hersteller	Produktname
KF _A	PA 6.66 CF10	DSM	Novamid ID1030CF10
KF _B	PA 6 CF20	Polymaker Industrial	N600CF20
KF _C	PA 6 GF20 FR	Clariant	PA6 - GF20 FR (titanium-grey)
KF _D	PA 6.66 GF20 FR	Clariant	PA6/66 - GF20 FR (black)
KF _E	PA 6.66 FR	Clariant	PA6/66 FR (black)
KF _F	PA 6 FR	Clariant	PA6 FR (titanium-grey)
KF _G	PA 6 CF20	Dupont	Zytel® 3D10C20FL BK544
KF _H	PA 6 GF30	Dupont	Zytel® 3D12G30FL BK309
KF _I	PA 6 GF30	Owens Corning	XSTRAND PA6-GF30

Neben den technologischen Faktoren wie die Faserart, die Faserlänge, der absolute Fasermassenanteil sowie weitere Füllstoffe und Additive wie beispielsweise Flamm-schutzmittel (FR) sind auch Kriterien wie die Verfügbarkeit und betriebswirtschaftliche Faktoren entscheidend für die Bandbreite und Wahl der zu untersuchenden Filamente. Um das Maß der Verbesserung der intralaminaren

Festigkeit durch den Einsatz von Kurzfasern zu ergründen, müssen zuerst fertigungstechnische Einflüsse, die eine generelle Verschlechterung oder Verbesserung der mechanischen Eigenschaften bewirken, quantifiziert und separiert werden, bevor eine Aussage über den Grad der Wirksamkeit der Faserverstärkung getroffen werden kann. Hierfür werden die in Tabelle XII-5-IV zusammengefassten Schmelzpunkte der Filamente mittels DSC bestimmt, die größtenteils mit den Herstellerangaben übereinstimmen und einen Anhaltspunkt für die jeweilige Verarbeitungstemperatur bieten. Die tatsächlichen Verarbeitungstemperaturen werden mithilfe eines dünnwandigen Turms ermittelt, indem die Verarbeitungstemperatur in vertikaler Z-Richtung inkrementell alle 10 mm um $\Delta 5$ K verringert wird. Durch den Temperaturgradienten, dessen Intervallgrenzen aus den ermittelten Schmelzpunkten und Erfahrungswerten kombiniert werden, kann der entsprechende geometrische Abschnitt identifiziert werden, in dem qualitativ und quantitativ die besten mechanischen Eigenschaften vorherrschen. Die empirisch ermittelten Verarbeitungstemperaturen liegen für alle ausgewählten Polyamide über dem 1,25-fachen Wert der jeweiligen Schmelzpunkte. In der nachstehenden Tabelle XII-5-IV ist jeweils der zweite Peak dargestellt, sofern auch ein erster Peak gemessen werden konnte.

Tabelle XII-5-IV: Gegenüberstellung der Schmelztemperaturen anhand Herstellerangaben und DSC

Werkstoff	T _{Hersteller} Hersteller [°C]	T _{DSC} 1. Zyklus [°C]	T _{DSC} 2. Zyklus [°C]
KF _A	200	204	197
KF _B	220	224	220
KF _C	Keine Angabe	223	221
KF _D	197	196	188
KF _E	197	198	188
KF _F	Keine Angabe	224	221
KF _G	198	201	185
KF _H	198	198	185
KF _I	206	209	204
Bedingungen: Getrocknete Prüfkörper, Aufheiz- und Abkühlrate 10 K/min. bis 350 °C beziehungsweise 20 °C, gelochter Al-Tiegel unter N ₂ Atmosphäre			

Die Ergebnisse der TGA, mit der die Filamente durch Veraschung auf ihren anorganischen Füllstoffgehalt beziehungsweise ihre Additive untersucht werden, sind in Tabelle XII-5-V den Herstellerangaben gegenübergestellt. Der Füllstoffgehalt setzt sich hauptsächlich aus den Verstärkungsfasern und dem halogenfreien, phosphorhaltigen Flammschutzmittel des Typs Exolit® OP1230 auf Basis von Aluminiumdiethylphosphinat zusammen und kann als Anhaltspunkt für die erwarteten mechanischen Verstärkungs- oder Schwächungseffekte aufgefasst werden [379]. Die Fasern werden nach der TGA stichprobenartig (n = 10) auf ihre jeweilige Länge untersucht. Für den Werkstoff KF_A kann eine mittlere Faserlänge von 242 μm (s = 44 μm) und für den Werkstoff KF_B eine mittlere Faserlänge von 341 μm (s = 84 μm) berechnet werden. Durch die hohe Standardabweichung kann keine zuverlässige Aussage über den zu erwartenden Verstärkungseffekt getroffen werden. Der Kurzfasermassenanteil der Clariant Filamente berechnet sich jeweils aus der Differenz der durch Veraschung

resultierenden Restmasse des verstärkten und flammgeschützten Filaments abzüglich des Restmassenanteils des ausschließlich flammgeschützten Filaments.

Tabelle XII-5-V: Bestimmung der Fasermassenanteile mittels TGA

Werkstoff	Füllstoff	Faser- massenanteil ψ'' (Hersteller) [%]	Restmasse ψ' (TGA) [%]	Faser- massenanteil ψ (bereinigt) [%]
KF _A	CF	10	10,36	= $\psi' = 10,36$
KF _B	CF	20	17,21	= $\psi' = 17,21$
KF _C	GF + Exolit®	20	30,21	= $\psi'(KF_C) - \psi'(KF_E) = 22,11$
KF _D	GF + Exolit®	20	28,23	= $\psi'(KF_D) - \psi'(KF_E) = 21,04$
KF _E	Exolit®	unverstärkt	7,19	= $\psi'' = 0$
KF _F	Exolit®	unverstärkt	8,10	= $\psi'' = 0$
KF _G	CF	20	20,28	18,86 *1
KF _H	GF	30	30,36	28,94 *1
KF _I	GF	30	30,47	= $\psi' = 30,47$
*1 Bereinigt um 1,42 Masseprozent aus der TGA von unverstärktem Zytel Bedingungen: Getrocknete Prüfkörper, Aufheizrate 10 K/min. bis 800 °C, Aluminiumoxidtiegel unter N ₂ Atmosphäre				

Der vollfaktorielle Versuchsplan umfasst die Untersuchung hinsichtlich der Schichthöhe und der Verarbeitungstemperatur.

5.1.2. Vollfaktorieller Versuch und Ergebnisse der Zugprüfung

Unter Einbeziehung der bisherigen Erkenntnisse wird die Schichthöhe zur Untersuchung einer Produktivitätssteigerung zwischen 0,2 mm und 0,3 mm und die Verarbeitungstemperatur in drei Stufen je nach ermitteltem Schmelzpunkt variiert. Die Bahnbreite beträgt 0,3 mm und die Druckgeschwindigkeit liegt bei 50 mm/s. Der Parameterraum ist zweidimensional und werkstoffabhängig in Abbildung XII-5-64 zusammengefasst. Der vollfaktorielle, gefaltete Versuchsplan umfasst 216 (2 * 3 * 6 * 6) Prüfkörper. Innerhalb der CF-verstärkten PA 6.66 Werkstoffgruppe KF_A lässt sich durch höhere Verarbeitungstemperaturen anhand der Mittelwerte der E-Moduln, Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen bei der geringeren Schichthöhe ein schwacher Trend zu besseren mechanischen Eigenschaften feststellen, der sich jedoch in Anbetracht der Standardabweichung nur bei der höchsten Verarbeitungstemperatur in Verbindung mit der niedrigeren Schichthöhe als signifikant herausstellt. Sowohl die E-Moduln als auch die Zugfestigkeiten liegen gemäß Abbildung XII-5-65 bei der geringeren Schichthöhe signifikant höher als die der größeren Schichthöhe, wodurch sich der Effekt, dass niedrige Schichthöhen prinzipiell förderlich für die mechanischen Eigenschaften sind, auch durch diese Messung bestätigt. Die besten mechanischen Eigenschaften werden bei der höchsten Verarbeitungstemperatur bei gleichzeitig niedrigerer Schichthöhe (KF_{A3}) erreicht, wohingegen die schlechtesten mechanischen Eigenschaften bei der kältesten Verarbeitungstemperatur und der

größeren Schichthöhe (KF_{A4}) erzielt werden. Der Zuwachs, ausgehend von den schlechtesten mechanischen Eigenschaften hin zu den besten mechanischen Eigenschaften, beträgt beim E-Modul 14 % von 7920 MPa auf 9010 MPa, bei der Zugfestigkeit 18 % von 107 MPa auf 126 MPa und bei der Bruchdehnung 10 % von 2,1 % auf 2,3 % und ist im Wesentlichen dem Effekt der niedrigeren Schichthöhe zuzuschreiben.

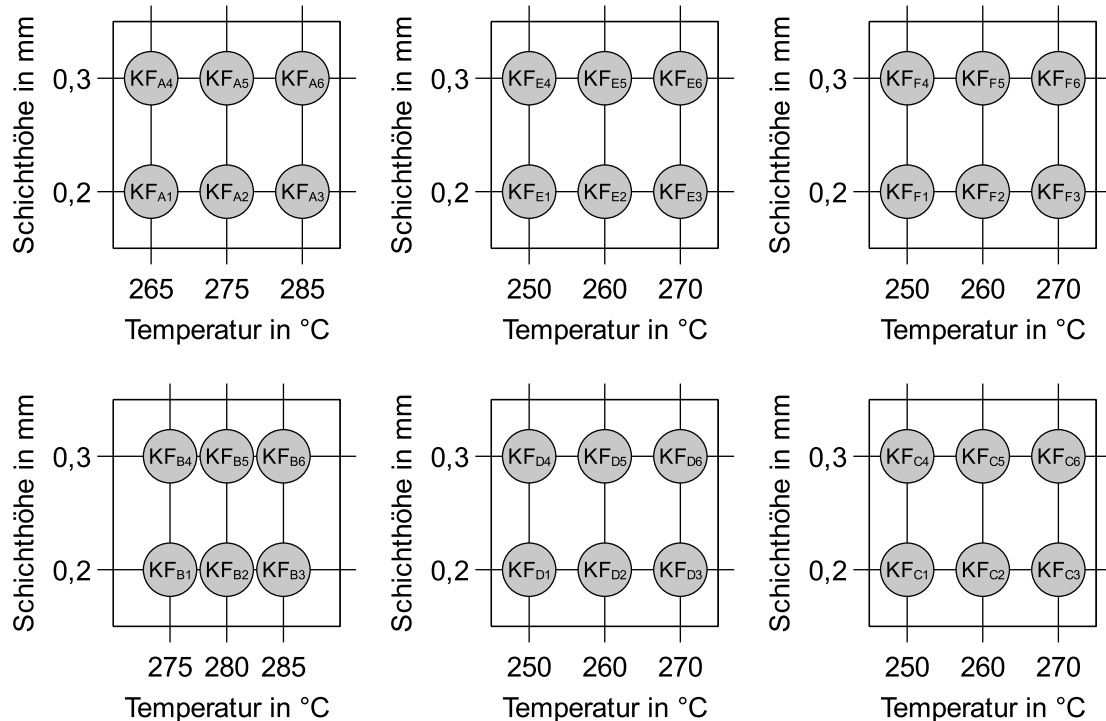


Abbildung XII-5-64: Vollfaktorieller Versuchsplan im Rahmen der Kurzfaserverstärkung

Der Werkstoff KF_B zeigt prinzipiell dieselben Tendenzen bezüglich der durch die Verarbeitungstemperatur und Schichthöhe beeinflussten mechanischen Eigenschaften wie der Werkstoff KF_A , jedoch liegen die Werte für die E-Moduln und die Zugfestigkeiten aufgrund der PA 6 Matrix und des annähernd doppelten Fasermassenanteils entgegen der Erwartung zwar nicht doppelt so hoch, aber insgesamt höher. Analog zum KF_A Filament kann in Anbetracht der Standardabweichung nur bei der niedrigeren Schichthöhe ein signifikanter Einfluss der Verarbeitungstemperatur auf den E-Modul festgestellt werden. Durch die höchste Verarbeitungstemperatur und die niedrigere Schichthöhe (KF_{B3}) lassen sich die mechanischen Eigenschaften gegenüber der niedrigsten Verarbeitungstemperatur und der größeren Schichthöhe (KF_{B6}) beim E-Modul um 16 % von 10,9 GPa auf 12,6 GPa und bei der Zugfestigkeit um 20 % von 122 MPa auf 146 MPa steigern, die Bruchdehnung bleibt unverändert bei 1,7 %. Beim flammgeschützten, unverstärkten PA 6.66 Werkstoff KF_E sind die besseren mechanischen Eigenschaften überwiegend auf die geringere Schichthöhe zurückzuführen, die die Effekte der Verarbeitungstemperatur überschattet. Nachfolgende Gegenüberstellung in Abbildung XII-5-66 zeigt die temperatur- und schichthöhenabhängigen Unterschiede zwischen einem flammgeschützten PA 6.66 ohne und mit GF-Verstärkung. Eine niedrigere Verarbeitungstemperatur führt beim KF_E Werkstoff innerhalb der niedrigeren Schichthöhe zu tendenziell schlechteren und bei der größeren Schichthöhe zu tendenziell besseren mechanischen Eigenschaften, wengleich dieser gegenläufige Trend nicht signifikant ist. Die besten mechanischen Eigenschaften werden, abgesehen von der Bruchdehnung, bei der niedrigeren Schichthöhe und der geringsten Verarbeitungstemperatur erreicht. Der E-Modul liegt in einem Intervall zwischen 2170 MPa (KF_{E4}) und 2740 MPa (KF_{E1}), die Zugfestigkeit zwischen 36 MPa (KF_{E4}) und 47 MPa (KF_{E1}) und die

Bruchdehnung zwischen 3,6 % (KF_{E1}) und 3,8 % (KF_{E6}), womit die mechanischen Eigenschaften aufgrund des Flammschutzmittels und der fehlenden Faserverstärkung wesentlich weniger performant als die bisher untersuchten Werkstoffe KF_A und KF_B sind.

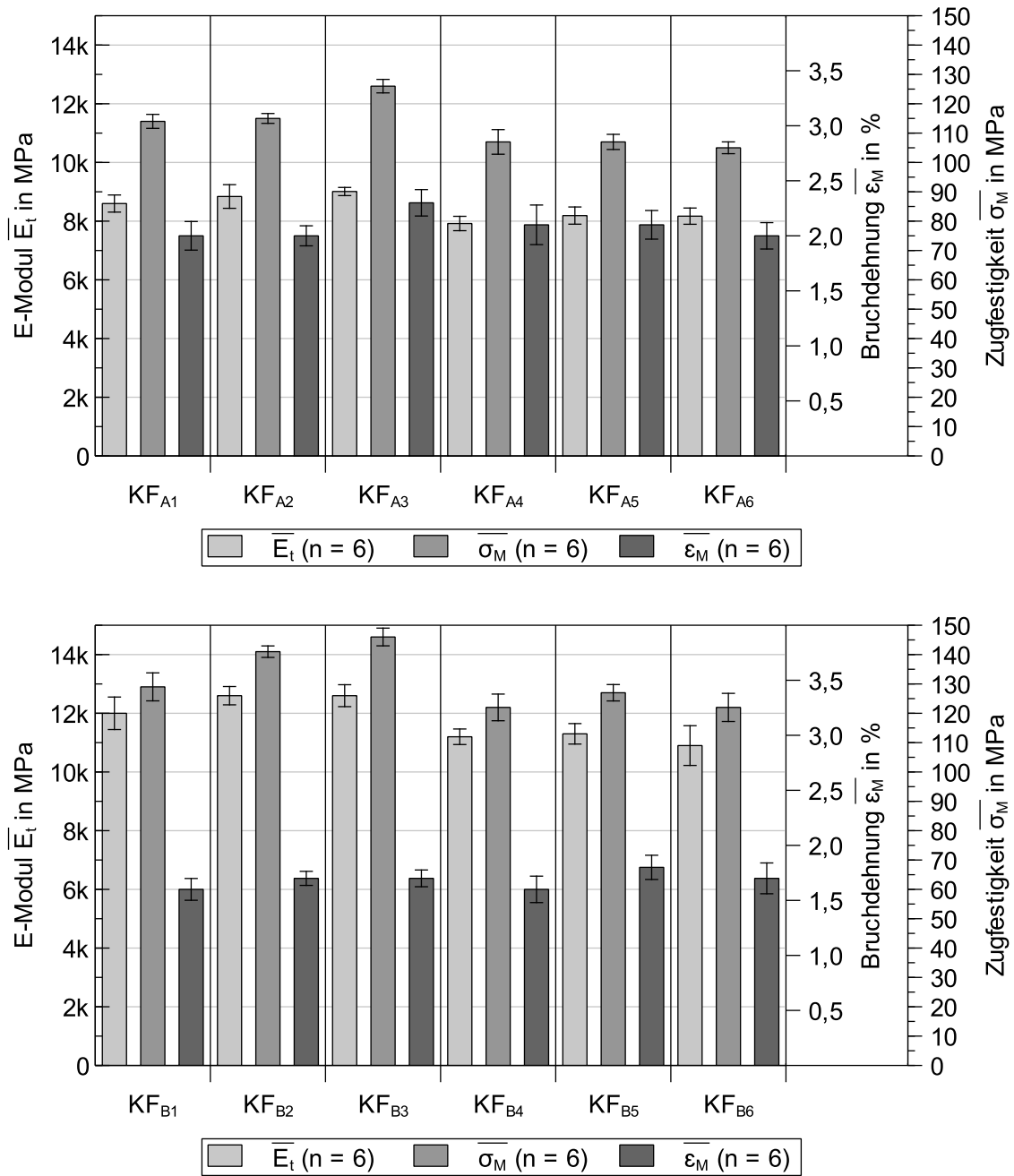


Abbildung XII-5-65: Vergleich PA 6.66 CF10 und PA 6 CF20 (trocken)

Bei dem zu dem KF_E äquivalenten aber zusätzlich verstärkten Werkstoff KF_D hat sowohl die Schichthöhe als auch die Verarbeitungstemperatur einen signifikanten Einfluss auf die E-Moduln und die Zugfestigkeiten. Die höhere Verarbeitungstemperatur verbessert bei der niedrigeren Schichthöhe die Bruchdehnung maßgeblich, wenngleich die Bruchdehnung aufgrund der Faserfüllung grundsätzlich wesentlich geringer als bei dem unverstärkten Äquivalent ist. Die übrigen mechanischen Kennwerte liegen trotz Flammschutz durch die GF-Verstärkung auf einem wesentlich höheren Niveau. So lässt sich der E-Modul im besten Fall mit der niedrigeren Schichthöhe und der höchsten Verarbeitungstemperatur gegenüber dem schlechtesten Fall der größeren Schichthöhe und der

kältesten Verarbeitungstemperatur um 36 % von 4000 MPa (KF_{D4}) auf 5420 MPa (KF_{D3}) und die Zugfestigkeit um ca. 56 % von 40 MPa (KF_{D4}) auf 62 MPa (KF_{D3}) steigern.

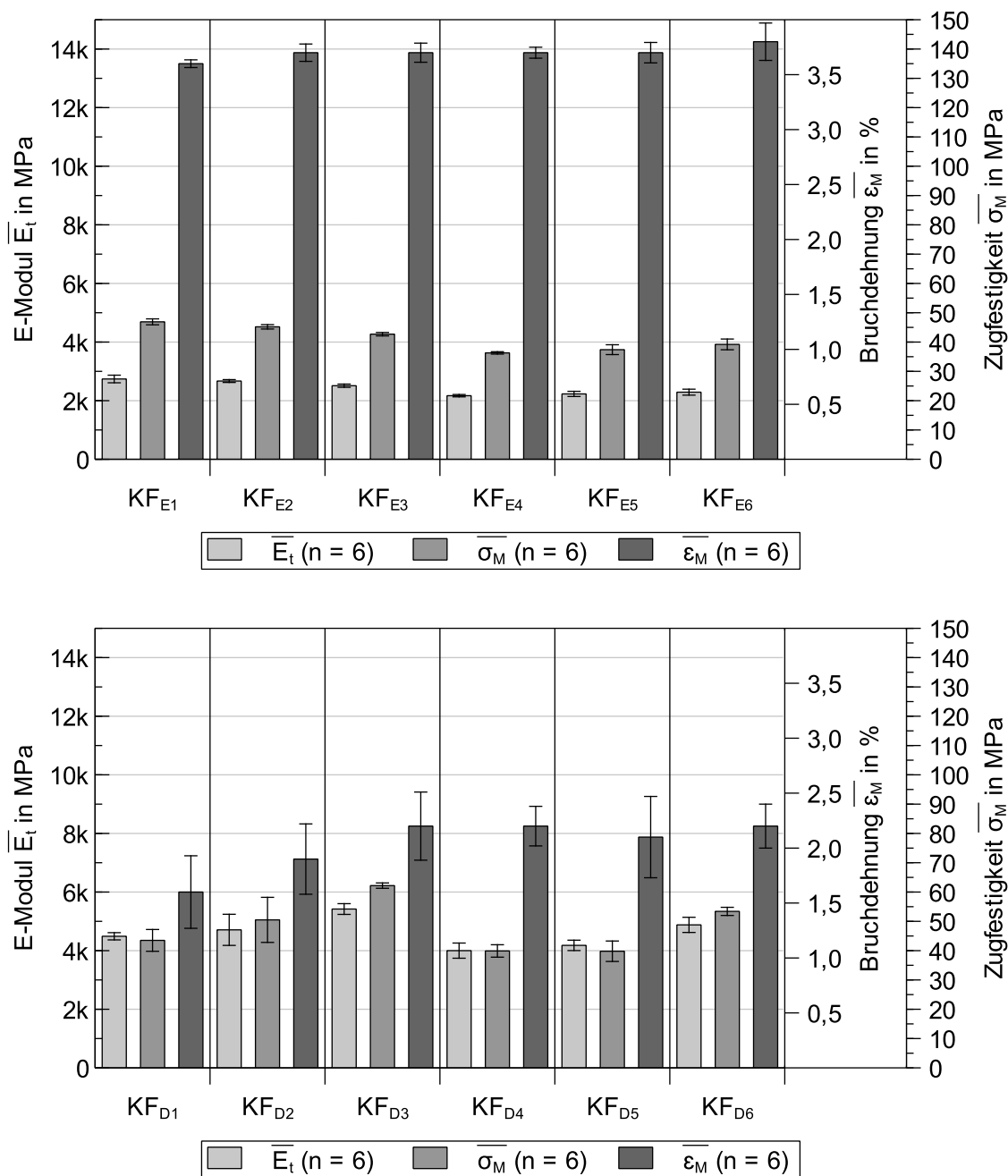


Abbildung XII-5-66: Vergleich PA 6.66 FR und PA 6.66 GF20 FR (trocken)

Gegenüber dem unverstärkten Werkstoff KF_E sinkt die Bruchdehnung aufgrund der Faserfüllung erwartungsgemäß von maximal 3,8 % (KF_{E6}) auf maximal 2,2 % (KF_{D6}) bei der jeweils größeren Schichthöhe und der höchsten Verarbeitungstemperatur. Anders als bei den bisher charakterisierten Werkstoffen überlagert der Effekt der Schichthöhe nicht den Einfluss der Verarbeitungstemperatur. Bemerkenswerter Weise steigt die Zugfestigkeit innerhalb derselben niedrigeren Schichthöhe von 44 MPa (KF_{D1}) bei der niedrigsten Verarbeitungstemperatur auf 62 MPa (KF_{D3}) bei der höchsten Verarbeitungstemperatur, was nicht nur einem umgekehrten, sondern auch einem überproportional stärkeren Trend im Vergleich zu dem unverstärkten, aber ansonsten identischen KF_E Werkstoff entspricht. Der Werkstoff KF_F ist das PA 6 Äquivalent zu dem Werkstoff KF_E und unterscheidet sich demnach lediglich durch das eingesetzte Matrixmaterial. Die unverstärkte PA 6 Matrix ist mit

demselben Flammschutzmittel in annähernd derselben Konzentration wie der Werkstoff KF_E gefüllt, wodurch Änderungen in den mechanischen Eigenschaften, dargestellt in Abbildung XII-5-67, direkt den Eigenschaften des Matrixmaterials zugeschrieben werden können. Der niedrigste E-Modul steigt, ausgehend von der größeren Schichthöhe und der heißesten Verarbeitungstemperatur, hin zu der niedrigeren Schichthöhe und der kältesten Verarbeitungstemperatur um 39 % von 2900 MPa auf 4040 MPa und die Zugfestigkeit um ca. 33 % von 38 MPa auf 51 MPa. Die Bruchdehnung liegt gegenüber der ebenfalls unverstärkten PA 6.66 Matrix aus dem KF_E Werkstoff auf einem signifikant niedrigeren Niveau bei minimal 2,2 % und maximal 2,4 %, wobei das Maximum unabhängig von der Schichthöhe bei der jeweils heißesten Verarbeitungstemperatur vorliegt.

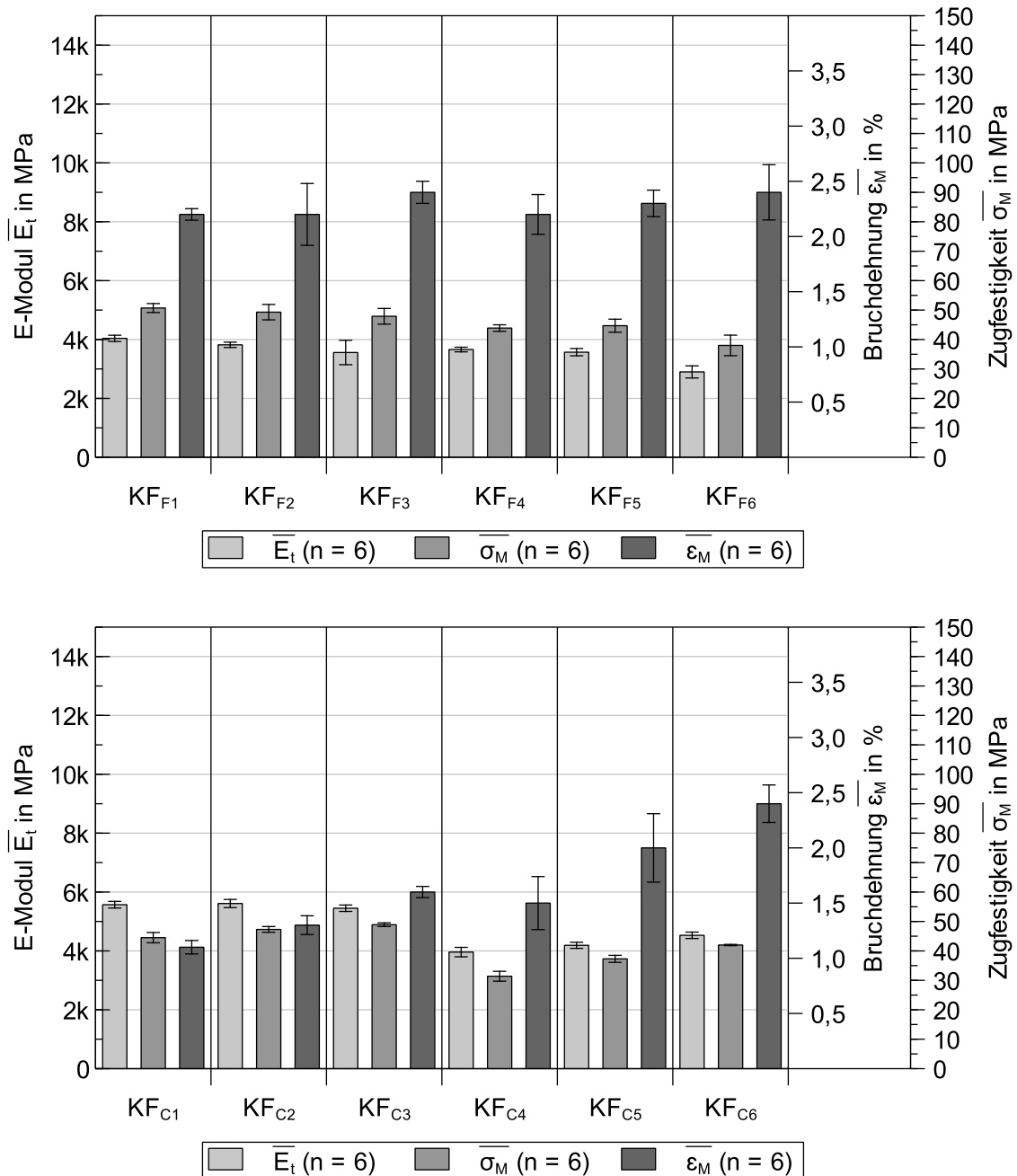


Abbildung XII-5-67: Vergleich PA 6 FR und PA 6 GF20 FR (trocken)

Gegenüber dem PA 6.66 basierten KF_E Werkstoff besitzt der KF_F Werkstoff innerhalb der geringeren Schichthöhe einen im Mittel um 44 % höheren E-Modul und eine im Mittel um 10 % höhere Zugfestigkeit, wogegen die Bruchdehnung um 38 % sinkt. Bei der größeren Schichthöhe steigt der

E-Modul bei der kältesten Temperatur relativ um bis zu 69 % und sinkt auf 27 % gegenüber der heißesten Verarbeitungstemperatur, wogegen die Zugfestigkeit um 21 % gesteigert wird und bei der heißesten Verarbeitungstemperatur auf -3 % unter den Wert des PA 6.66 Werkstoffes fällt. Auffällig ist, dass die Leistungsfähigkeit des PA 6 bei der geringsten und der mittleren Verarbeitungstemperatur wie erwartet höher als bei dem PA 6.66 ausfällt, jedoch bei der jeweils höchsten Verarbeitungstemperatur (270 °C) teils unterliegt, obwohl der Schmelzpunkt des PA 6 laut DSC gegenüber dem PA 6.66 um 33 K erhöht ist. Analog zu dem KF_E Werkstoff verschlechtert sich der E-Modul und die Zugfestigkeit für die jeweilige Schichthöhe mit steigender Verarbeitungstemperatur.

Das GF verstärkte und flammgeschützte PA 6 Äquivalent KF_C besticht analog zu dem verstärkten PA 6.66 KF_D durch prinzipiell bessere mechanische Eigenschaften, auch wenn der Zuwachs geringer als bei den PA 6.66 Typen ausfällt. Der direkte Vergleich zwischen dem unverstärkten und dem verstärkten, flammgeschützten PA 6 ist in Abbildung XII-5-67 dargestellt. Der Trend, dass niedrige Schichthöhen prinzipiell förderlich für die E-Moduln und die Zugfestigkeiten sind, lässt sich analog zu den bisher untersuchten Werkstoffen auch bei einer PA 6 Matrix bestätigen. Innerhalb der niedrigeren Schichthöhe kann, anders als bei der größeren Schichthöhe, ein signifikanter positiver Einfluss der Verarbeitungstemperatur lediglich bei der Bruchdehnung festgestellt werden. Der E-Modul beträgt innerhalb der niedrigeren Schichthöhe bei der kältesten Verarbeitungstemperatur 5570 MPa, steigt mit der mittleren Verarbeitungstemperatur auf 5610 MPa und fällt dann bei der heißesten Verarbeitungstemperatur auf 5450 MPa zurück. Die Zugfestigkeit steigt bei gleicher Reihenfolge von 45 MPa über 47 MPa auf 49 MPa und die Bruchdehnung nimmt, ausgehend von 1,1 % Bruchdehnung zwischenzeitlich 1,3 % und letztendlich bei der heißesten Verarbeitungstemperatur 1,6 % Bruchdehnung an. Innerhalb der größeren Schichthöhe liegen die Werte für den E-Modul zwischen 3960 MPa und 4530 MPa, die der Zugfestigkeit zwischen 31 MPa und 42 MPa und die der Bruchdehnung zwischen 1,5 % und 2,4 %. Höhere Verarbeitungstemperaturen begünstigen beim verstärkten PA 6 Werkstoff, ähnlich wie beim verstärkten PA 6.66, vor allem bei größeren Schichthöhen maßgeblich die mechanischen Eigenschaften, was dem gegenläufigen Trend der unverstärkten Werkstoffäquivalente entspricht, in denen die Leistungsfähigkeit bei steigender Verarbeitungstemperatur generell nicht signifikant ist oder sogar vermindert wird.

5.1.3. Optische Lichtbildmikroskopie

Die Analyse der Lichtbildmikroskopie gemäß Abbildung XII-5-68 gibt Aufschluss über die Effekte der Fertigungsparameter sowie deren Zusammenwirken.

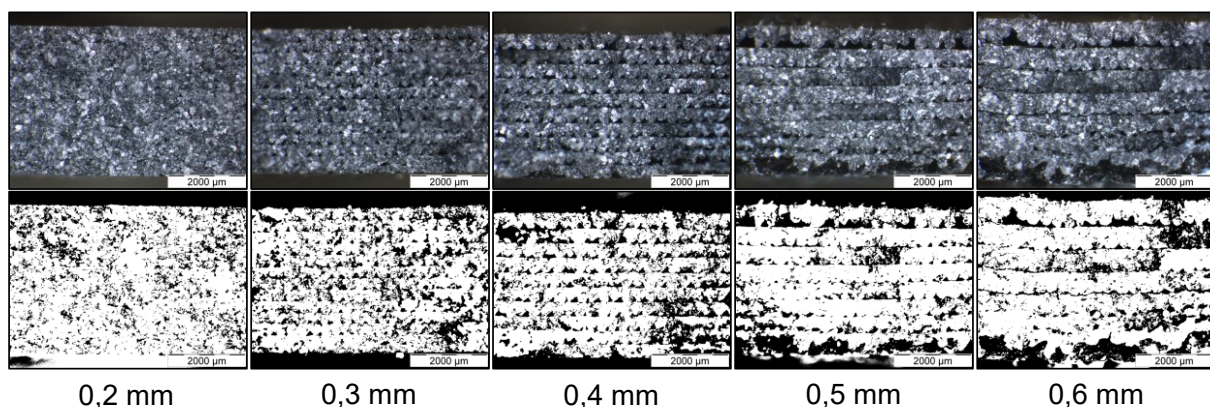


Abbildung XII-5-68: Mikroskopie der Schichthöhen im Querschliff am Beispiel des Werkstoffes KF_A

Die Effekte der Schichthöhe, der Bahnbreite, der Faserorientierung und der Faserlänge werden anhand der geprüften Zugprüfkörper untersucht und ausgewertet. Bereits die Ergebnisse der mechanischen Voruntersuchung legen gemäß Abbildung XII-3-29 nahe, dass geringere Schichthöhen

förderlich für die mechanischen Eigenschaften sind. Der Grund hierfür wird in Abbildung XII-5-68 vor allem in den schwarz und weiß eingefärbten Querschliffen der jeweiligen Schichthöhe deutlich. Die durch die schwärzlichen Bereiche repräsentierten Fehlstellen zeigen deutlich, dass sich die vergleichsweise fein verteilten Mikroporen bei den niedrigeren Schichthöhen zu Mesoporen agglomerieren, wie auch Abbildung XII-5-69 und Abbildung XII-5-70 zeigen.

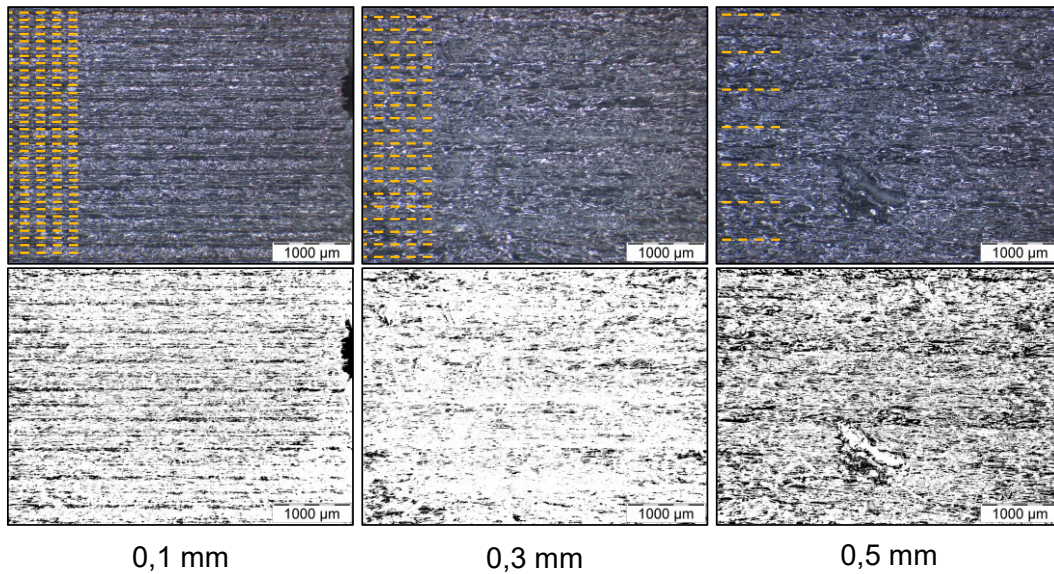


Abbildung XII-5-69: Mikroskopie der Bahnbreite am Beispiel des Werkstoffes KFA

Der sequentielle Schichtcharakter des Verfahrens äußert sich demnach vor allem bei größeren Schichthöhen durch interlaminaire Makroporen, die aufgrund der ungenügenden Matrix-Matrix Haftung zu niedrigeren mechanischen Eigenschaften führen.

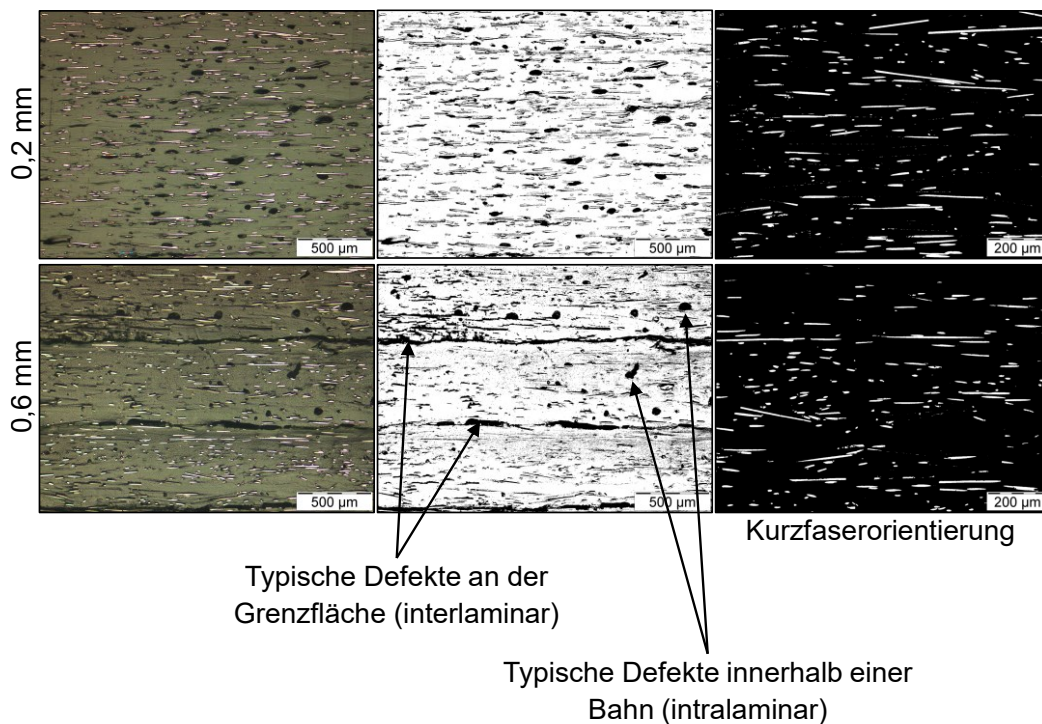


Abbildung XII-5-70: Mikroskopie der Faserorientierung in Abhängigkeit der Schichthöhe im Längsschnitt

Die Bahnbreite folgt gemäß Abbildung XII-3-30 keiner linearen Gesetzmäßigkeit, was in der mikroskopischen Untersuchung aus Abbildung XII-5-69 bestätigt wird. Die dünnsten Bahnbreiten

erzeugen sehr viele Grenzflächen, von denen jede eine potenzielle Rissinitiierung und Rissausbreitung begünstigt. Bei zu breiten Bahnbreiten reicht bereits eine einzige Fehlstelle innerhalb der Bahnlänge, um den Kraftfluss der gesamten Einzelbahn zu unterbrechen, wodurch die mechanischen Eigenschaften herabgesetzt werden. Ein Kompromiss bei der mittleren Bahnbreite von 0,3 mm führt nachweislich zu den besten mechanischen Eigenschaften. Die GF-Orientierung ist für die Schichthöhe von 0,2 mm und 0,6 mm bei einer Bahnbreite von 0,3 mm in einem Längsschnitt in Abbildung XII-5-70 illustriert. Hierbei wird ersichtlich, dass eine hinreichend gute Ausrichtung der Fasern auch bei einer Schichthöhe von 0,6 mm gegeben ist. Die typischen inter- und intralaminaren Defekte in Form von Poren treten analog zu Abbildung XII-5-68 auch in dieser Untersuchung in Erscheinung. Die Schichthöhe ist auf Grundlage dieser mikroskopischen Analyse hauptsächlich für eine hohe Adhäsion der Einzelschichten. Die Ausrichtung der Fasern ist zwar ebenfalls essenziell für optimale mechanische Eigenschaften, jedoch kann diese bereits weitgehend bei einer Schichthöhe von 0,6 mm erreicht werden, was eine Erklärung dafür ist, dass eine erhöhte Scherrate und eine verringerte Viskosität aufgrund der gesteigerten Verarbeitungstemperatur gemäß des DOE keine signifikanten Orientierungseffekte erzeugen.

5.1.4. Dichtemessung mittels Pyknometer

Aufgrund der bisherigen Ergebnisse ist davon auszugehen, dass die interlaminaren Makroporen und Fehlstellen, die vor allem fertigungsbedingt sind und sich negativ auf die Adhäsion der Schichten auswirken, durch geeignete Parameter weitgehend reduziert werden können. Zusätzlich setzen auch durch Füllstoffe begünstigte, intralaminare Makroporen, die sich nachweislich gemäß Abbildung XII-3-24 bereits im Filament befinden können, die mechanischen Eigenschaften herab, was folgende Auswertung in Tabelle XII-5-VI am Beispiel der KF_A , KF_F und KF_C Werkstoffe zeigt. Die Filamente werden im Auslieferungszustand anstatt des Archimedesprinzips mithilfe der Pyknometermessung untersucht, zu Zugprüfkörpern unter den bisher ermittelten, optimalen Bedingungen verarbeitet und wiederholt gemessen. Um den Einfluss der Faserverstärkung zu untersuchen, wird als Erstes der unverstärkte KF_A Äquivalentwerkstoff KF_A^* untersucht, der sich ausnahmslos durch die fehlende Faserverstärkung unterscheidet. Die Dichte des gefertigten Bauteils unterscheidet sich kaum von der des Halbzeuges, weshalb der Parametersatz als hinreichend gut akzeptiert wird und Abweichungen vor allem durch die werkstoffseitigen Füllstoffe erklärt werden können. Bereits im Filament vorhandene Poren können durch den relativen Vergleich zwischen Filament und Bauteil nicht direkt detektiert werden, weshalb davon ausgegangen wird, dass dadurch, dass das Filament komplett aufgeschmolzen wird und unter Druck extrudiert wird, vorhandene Poren zumindest teilweise eliminiert werden.

Tabelle XII-5-VI: Dichtemessung mittels Pyknometer (Medium H_2O)

Werkstoff	Merkmal	Filamentdichte in g/cm^3	Bauteildichte in g/cm^3	Δ Bauteil zu Filament
KF_A^*	ungefüllt	1,113	1,122	+ 0,8 %
KF_A	CF	1,101	1,009	- 8,4 %
KF_F	FR	1,119	0,973	- 13,0 %
KF_C	FR + GF	1,264	1,120	- 11,4 %

Die Dichte des verstärkten KF_A Filaments ist um 1,1 % geringer als die des unverstärkten Äquivalents, obwohl die Dichte von C-Fasern mit $1,8 g/cm^3$ wesentlich höher liegt als die der Matrix, die für Polyamide üblicherweise bei ca. $1,14 g/cm^3$ liegt. Die niedrigere Dichte des verstärkten Filaments

lässt den Schluss zu, dass sich im verstärkten Filament mehr Poren als im unverstärkten Werkstoff befinden, was den Rückschluss auf schwindungsbedingte Vakuolen rechtfertigt. Ein Blick auf die Bauteildichte offenbart eine beachtenswerte Verringerung der Dichte um 8,4 % gegenüber dem Halbzeug, was bedeutet, dass durch die Fertigung der Porenanteil im Bauteil erhöht wird. Wird statt Fasern Flammenschutzmittel (laut TGA ca. 9,85 Masse-% unter N₂ bzw. 10,35 % Masse-% unter O₂ Atmosphäre) zugesetzt, sinkt die relative Bauteildichte allein durch die Verarbeitung um bis zu 13 %, was am Beispiel des KF_F beobachtet werden kann. Durch den Zusatz von Glasfasern beträgt die Verringerung der Dichte im Werkstoff KF_C aufgrund der Poren- beziehungsweise Vakuolenbildung gegenüber dem Filament noch immer 11,4 %.

5.1.5. Flammenschutzprüfung nach UL94

Die Flammenschutzprüfung wird analog zu UL94 beziehungsweise DIN EN 60695-11-10 durchgeführt. Der entsprechende Prüfkörper gemäß Abbildung XII-5-71 ist dabei entweder vertikal (VB) wie in Abbildung XII-5-72 oder horizontal (HB) angeordnet. Die zuvor kalibrierte Flamme des Bunsenbrenners wird über eine Schiene unter dem Prüfkörper positioniert und für ein Zeitintervall von 2 x 10 Sekunden gehalten. Die Flamme wird dem Prüfkörper stets nachgeführt.

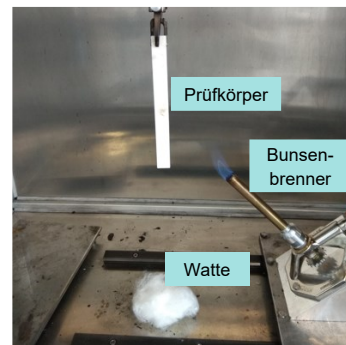
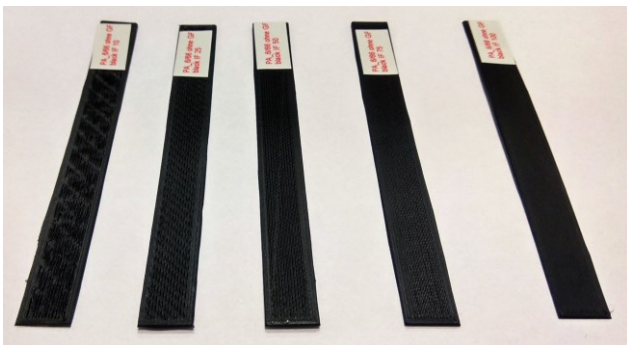


Abbildung XII-5-71: Hergestellt Prüfkörper für UL94 Test aus [253]

Abbildung XII-5-72: Prüfstand für Test nach UL94 (VB) nach [248]

Die verschiedenen UL94-Klassifizierungen beurteilen die Nachbrennzeit nach der Beflammung sowie die Summe aller Nachbrennzeiten, die Nachbrenndauer beziehungsweise die Nachglimmdauer nach der zweiten Beflammung, ein brennendes Abtropfen oder das Entzünden der Watte sowie das völlige Abbrennen der Probe. Das Ergebnis der Flammenschutzbeurteilung nach UL94 ist für die flammgeschützten Clariant Materialien in Tabelle XII-5-VII zusammengefasst.

Tabelle XII-5-VII: Ergebnisse der Flammenschutzprüfung nach UL94

Werkstoff	Prüfkörperdicke in mm	UL94 Klassifizierung
KF _E (kond.* ¹ / dry* ²) (n = 5)	1,0	V-0* ¹ / V-0* ²
KF _D (kond.* ¹ / dry* ²) (n = 5)	1,0	V-0* ¹ / V-0* ²
KF _F (kond.* ¹ / dry* ²) (n = 5)	1,0	V-0* ¹ / V-0* ²
KF _C (kond.* ¹ / dry* ²) (n = 5)	1,0	V-0* ¹ / V-0* ²
* ¹ kond. = konditioniert für 48 h bei 23 °C und 50 % r. F. im ESPEC SH-241		
* ² dry = getrocknet für 7 Tage bei 70 °C im Trockenschrank Memmert UF 110 plus		

Die Klassifizierung nach V-0 garantiert ein Verlöschen der Flamme innerhalb von 10 Sekunden und eine maximale Nachglimmzeit von 30 Sekunden, wobei die Probe nicht vollständig abbrennt und

auch nicht die Watte entzündet. Die Summe aller Nachbrennzeiten bei zehn Beflammungen ist kleiner gleich 50 Sekunden. Für die in Tabelle XII-5-VII vorgestellten Werkstoffe wird auf weiterführende Literatur verwiesen, die unter anderem auch Basis der hier vorgestellten Ergebnisse ist und die darüber hinaus für zusätzliche Werkstoffe umfassende Ergebnisse nach UL94 enthält [248, 253]. Die Brennbarkeit der Verbrennungsprodukte sollte grundsätzlich im Kontext der Rauchgasdichte sowie der Toxizität der Verbrennungsprodukte gesehen werden, um ein ganzheitliches Bild über die Eignung eines Kunststoffes für den entsprechenden Einsatz zu erhalten.

5.1.6. Wärmeleitfähigkeit im MEX-Verfahren

Die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit wird mithilfe von konzentrisch gefertigten Plättchen mit den Dimensionen 1 x 10 x 10 mm³ und der zuvor ermittelten spezifischen Wärmekapazität c_p beispielhaft am GF-verstärkten KF_I Werkstoff bestimmt und einem mit Kupferpartikeln gefüllten PLA gegenübergestellt. Der Werkstoff KF_I reiht sich im günstigsten Fall, gemessen an den für PA 6 üblichen Literaturwerten zwischen 0,23–0,38 W/m*K, aufgrund der wärmeleitfähigeren Glasfasern im oberen Bereich dieses Intervalls ein. Die Ergebnisse der Untersuchung sind in Abbildung XII-5-73 zusammengefasst. Es macht aufgrund der Wärmeübergänge an den durch die Werkzeugbahnen definierten Grenzflächen einen grundsätzlichen Unterschied, ob die Prüfkörper liegend oder stehend geprüft werden, was im Umkehrschluss bedeutet, dass zusätzlich zur mechanischen Anisotropie prinzipiell immer auch eine thermische Anisotropie zu erwarten ist.

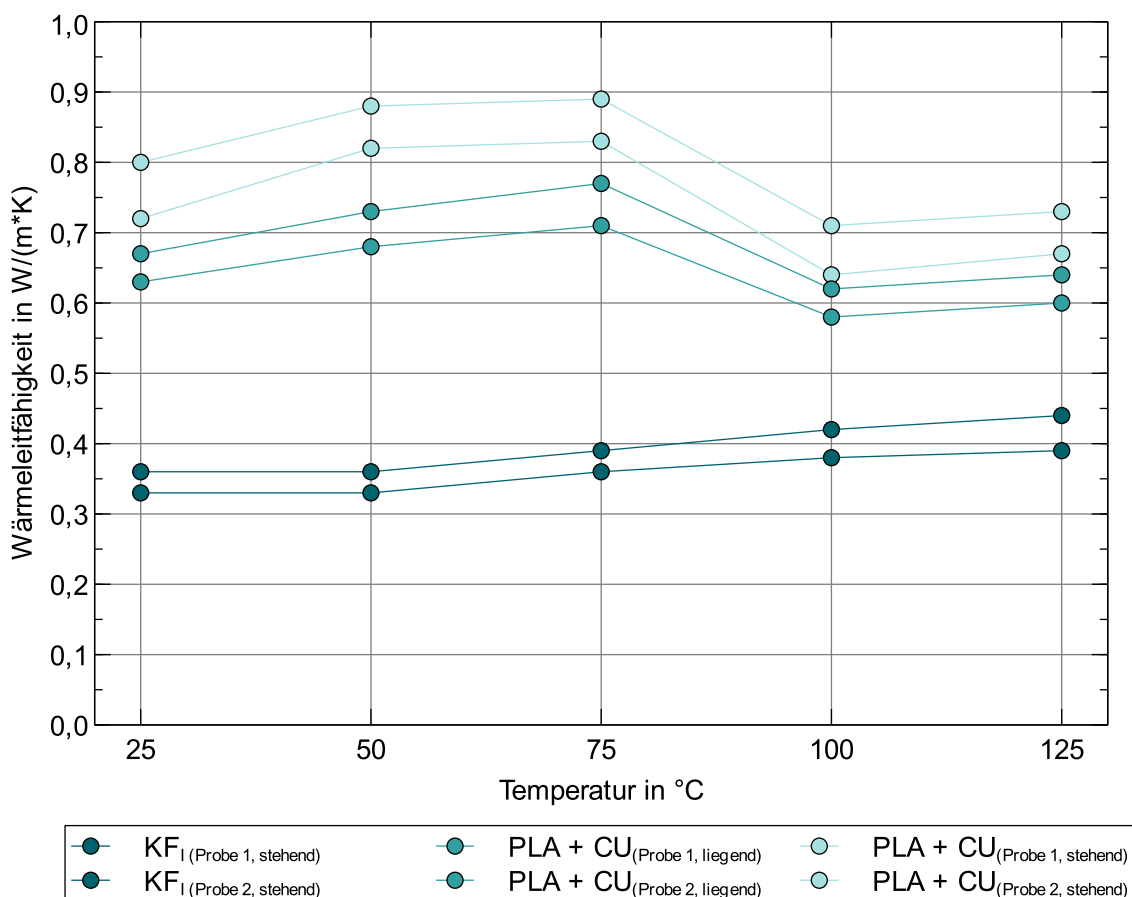


Abbildung XII-5-73: Gegenüberstellung der Wärmeleitfähigkeit von KF_I (PA 6 GF30) und PLA + CU

Die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit von additiv gefertigten Bauteilen entspricht im Wesentlichen den thermischen Eigenschaften von konventionell gefertigten Bauteilen und kann je nach Additiv beziehungsweise Füllstoffart und -gehalt gesteigert werden, weshalb keine weiteren Untersuchungen angestellt werden.

5.1.7. Zusammenfassung im Rahmen der Kurzfaserverstärkung

Auf der einen Seite verringern Füllstoffe die volumetrische Dichte durch Poren in Form von Vakuolen und verschlechtern damit auch die intralaminaren mechanischen Eigenschaften eines Bauteils. Auf der anderen Seite können Füllstoffe die mechanischen Eigenschaften durch Verstärkungseffekte verbessern, was am Beispiel der Faserverstärkung nachweisbar ist. Geometrische sowie rheologische Fertigungsparameter beeinflussen einerseits die intralaminaren Eigenschaften und wirken sich andererseits interlaminar maßgeblich auf die Adhäsion des Schichtverbundes aus. Ein Teil dieser Einflüsse kann durch ein einfaches OFAT Experiment ergründet werden, wodurch die verbleibenden Einflussfaktoren in Form der Verarbeitungstemperatur und der Schichthöhe in dem eigentlichen, vollfaktoriellen DOE quantifiziert werden können. Die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens lässt sich erheblich steigern, da die Einsparpotenziale mit den durch die Beschleunigung des Verfahrens bedingten Einbußen in den mechanischen Eigenschaften nicht direkt antiproportional korrelieren, was am Beispiel der Druckgeschwindigkeit sowie der Schichthöhe gezeigt werden kann.

5.2. Endlofaserintegration durch prä Imprägnierung

Gemäß der Einteilung nach Abbildung XII-2-15 wird in diesem Kapitel die Methode der prä Imprägnierung vorgestellt.

5.2.1. MVR, TGA, DSC-Analytik und Auswahl der Granulate sowie Fasern

Um ein geeignetes Matrixsystem zu identifizieren, werden ähnlich wie bei der Kurzfaserverstärkung auf Basis technischer und betriebswirtschaftlicher Faktoren verschiedene Polyamid-basierte Granulate und Faserhalbzeuge ausgewählt, die in Ergänzung zu den mechanischen Kenndaten von McKen [133] gemäß Abbildung XII-5-74 charakterisiert werden.

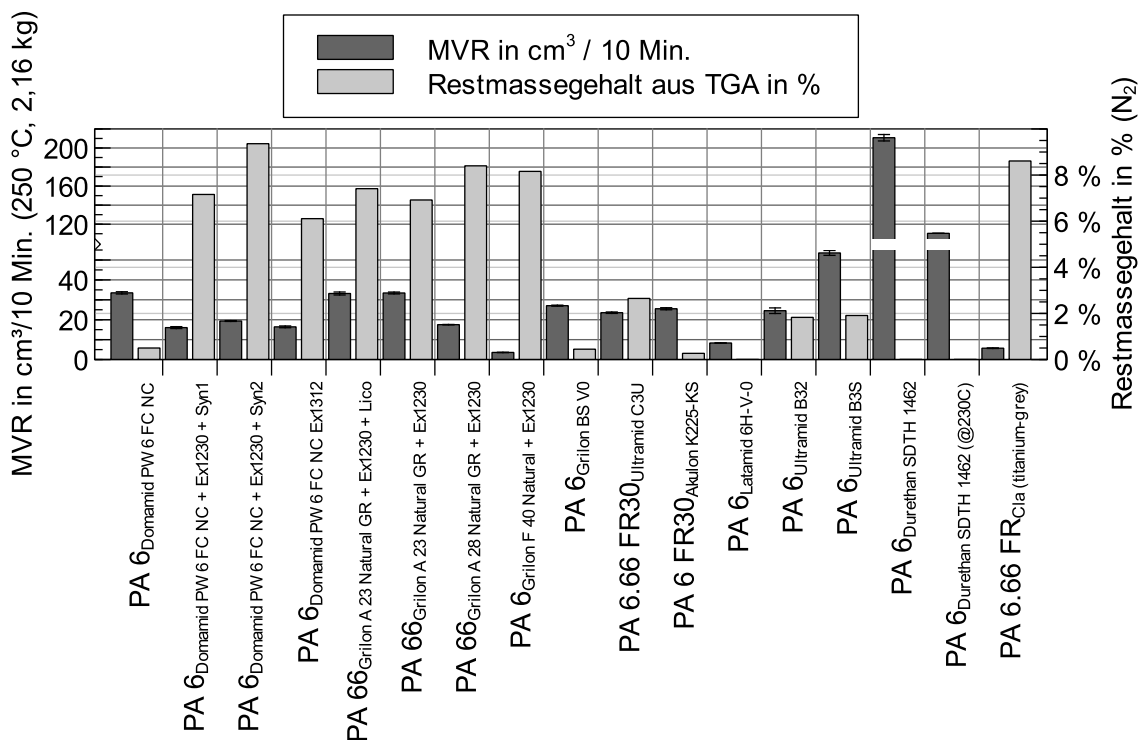


Abbildung XII-5-74: MVR-Werte und Restmasse laut TGA für das Matrixsystem

Eine annähernd gleich hohe Bruchdehnung von Fasern und Matrix stellt für die Leistungsfähigkeit des Gesamtverbundes ein entscheidendes Kriterium dar. Neben den mechanischen Aspekten wird die Vorauswahl des Matrixmaterials auch unter Einbeziehung der prozesstechnischen

Gegebenheiten anhand der Bestimmung der jeweiligen Schmelze-Volumenfließrate bei 250 °C und 2,16 kg Belastungsgewicht ermittelt. Die Matrix ist teilweise mit Flammenschutzmitteln, Synergisten und Gleitmitteln gefüllt, wodurch die Viskosität und damit auch die Qualität der Imprägnierung entscheidend beeinflusst wird. Eine niedrige Viskosität ist für eine gute Imprägnierung der Fasern zwar förderlich, jedoch wirkt sie sich auf die Herstellung und die Verarbeitung selbst nachteilig aus, da im Verlauf der horizontalen Produktionslinie vermieden werden muss, dass das Extrudat aufgrund der Schwerkraft mit zu hoher Ovalität erstarrt. In den visualisierten Messdaten aus Abbildung XII-5-74 sind die Mittelwerte des Schmelzflussindex (MVR) aus jeweils drei Einzelmessungen von ausgewählten Spritzgussgranulaten, die sich für einen Extrusionsprozess grundsätzlich eignen, mitsamt ihrem Restmassenanteil nach Veraschung unter Stickstoff gemäß TGA gegenübergestellt. Die MVR/MFR Messungen werden bei 250 °C und 2,16 kg Gewicht durchgeführt und die TGA unter den bereits benannten Bedingungen aus Tabelle XII-5-V. Auffällig ist hierbei vor allem das PA 6 Durethan SDTH 1462, das mit seiner äußerst geringen Viskosität zusätzlich bei einer verringerten Temperatur von 230 °C gemessen wird, da sonst keine Messdaten aufgenommen werden können. Trotz der verringerten Temperatur sondert sich das PA 6 Durethan SDTH 1462 durch seine niedrige Viskosität von den übrigen Typen ab. Erwartungsgemäß liegt der Restmassenanteil der flammgeschützten PA 6 und PA 6.66 Typen aufgrund des eingearbeiteten Exolit® Flammenschutzmittels generell höher als der der inhärent flammwidrigen Typen. Zur Bestimmung der jeweiligen Schmelzpunkte wird zu jedem der in Abbildung XII-5-74 vorgestellten Granulate eine DSC Analyse durchgeführt, deren Ergebnis in Abbildung XII-5-75 dargestellt ist.

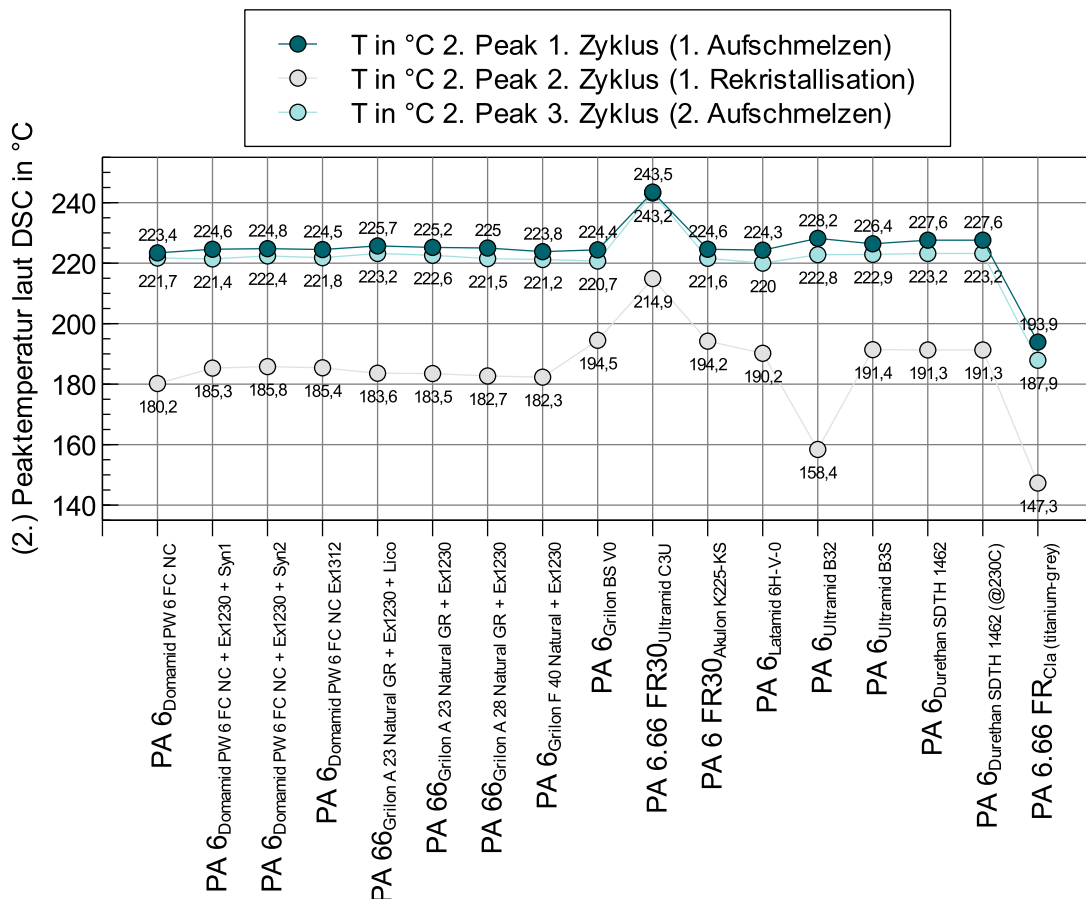


Abbildung XII-5-75: 1. Aufheizzyklus, 2. Abkühlzyklus und 3. Aufheizzyklus beim 2. Peak laut DSC (N₂)

Der erste Zyklus beschreibt die Peaktemperatur des ersten Aufschmelzvorgangs, die vor allem für die Herstellung der Filamente elementar ist, da sich aus ihr die Verarbeitungstemperatur bestimmen lässt. Der zweite Zyklus repräsentiert die anschließende Abkühlung des Filaments unmittelbar nach

der Extrusion und den exothermen Rekristallisationsprozess. Der dritte Zyklus verkörpert den zweiten Aufschmelzvorgang, der für die anschließende Verarbeitung zum tatsächlichen Bauteil ausschlaggebend ist. Sofern für die DSC statt dem Granulat ein Filament verwendet wird, sollte beachtet werden, dass hier bereits die Peaktemperatur des ersten Aufschmelzvorgangs für die Bestimmung der Verarbeitungstemperatur maßgeblich ist. Mit dem Verweis auf die gängigen Literaturwerte aus [126, S. 632] stechen sowohl die späte Rekristallisation des PA 6 Ultramid B32 Granulates wie auch die unüblich hohen Peak- und Rekristallisationstemperaturen des PA 6.66 FR30 Ultramid C3U hervor. Aus den vorgestellten Compounds werden vorerst sieben verschiedene Systeme ausgewählt, aus denen Filamente hergestellt werden und die ähnlich wie in Kapitel 5.1.1 als dünnwandige Turmstruktur mit einem entsprechenden Temperaturgradienten verarbeitet werden. Die Ergebnisse dieser Untersuchung sind in Tabelle XII-5-VIII zusammengefasst.

Tabelle XII-5-VIII: Druckversuche mit reinem Matrixsystem in Ergänzung zu [248]



Die schlechtesten Druckergebnisse resultieren bei den mit den Synergisten versehenen Compounds, die nicht nur eine ungenügende interlaminaire Haftung aufweisen, sondern außerdem fast ausnahmslos die Düse verstopfen. Auch das mit 270 °C verarbeitete PA 6.66 FR30 Ultramid C3U hat sehr raue Oberflächen und ist deshalb nicht direkt für die Verarbeitung zu einem Endprodukt geeignet. Am besten lassen sich die Grilon-Typen verarbeiten, die bei kälteren Verarbeitungstemperaturen eine glattere und bei heißeren Extrusionstemperaturen eine rauere Oberflächentextur aufweisen. Vor allem das mit dem Gleitmittel Licowax versehene Grilon sowie das PA 6_Grilon F 40 Natural + Ex1230 bestechen durch ihre hinreichend gute Druck- und Oberflächeneigenschaften. Die Ergebnisse des Flammschutztests nach UL94 sind in Tabelle XII-5-IX für die zwei vielversprechenderen Werkstoffe zusammengestellt. Auch die anderen Werkstoffsysteme erreichen vor allem im Spritzguss bei 2 mm Prüfkörperstärke eine V0 Klassifizierung, erweisen sich jedoch verfahrenstechnisch als ungeeignet. Um die durch Flammschutzmittel und Gleitmittel verursachten nachteiligen Effekte in der Faserimprägnierung zu eliminieren und vor allem die Effekte der Faserführung und -Integration zu untersuchen, werden für die Endlosfaserfilamentherstellung vorerst die weitgehend ungefüllten Werkstoffe

- PA 6 Ultramid B32,
- PA 6 Ultramid B3S und
- PA 6 Durethan SDTH 1462 (Sondertype)

eingesetzt.

Erst nachdem die grundsätzlichen Mechanismen der Imprägnierung für die ungefüllten Systeme evaluiert sind, werden auch explizit flammgeschützte Matrixwerkstoffe für die Ummantelung genutzt. Da der Flammenschutz der in Tabelle XII-5-IX vorgestellten Granulate in der MEX-Verarbeitung gemäß den Anforderungen aus Kapitel 1.2 ungenügend ist, werden hierfür die besser geeigneten Matrixsysteme aus Tabelle XII-5-III und insbesondere als Ergänzung hierzu das

- PA 6.66 FR (titanium-grey) von Clariant

ausgewählt, das auch als Grundlage für das KF_E Filament dient, mit ausreichendem Flammenschutz versehen ist und sich erwiesenermaßen sehr gut verarbeiten lässt.

Tabelle XII-5-IX: Ergebnisse des Flammchutztests nach UL94

Prüfkörperdicke, Technologie	PA 66_Grilon A 23 Natural GR + Ex1230 + Lico	PA 6_Grilon F 40 Natural + Ex1230
1,0 mm, Spritzguss (n = 5)	V-2	V-0
2,0 mm, Spritzguss (n = 5)	V-0	V-0
1,0 mm, MEX (n = 5)	V-2	V-2
2,0 mm, MEX (n = 5)	V-2	V-0

Für die Fasern stehen einerseits Direktrovings und andererseits Hybridgarne (eng. „commingled yarns“), jeweils mit verschiedenen Faserkombinationen zur Verfügung. Die C-Faservovings mit der Produktbezeichnung „Tenax®-E HTA E13 3K 200tex“ stammen aus der Produktpalette von Toho Tenax und die E-Glasfasern vom Typ SE1200 mit PA-kompatibler Schlichte werden von Owens Corning hergestellt. Die vergleichsweise losen Hybridgarne setzen sich je nach tex-Stärke aus 42–47 Volumenprozent beziehungsweise 63–67 Gewichtsprozent Glasfasern und thermoplastischen PA 6 Fasern zusammen. Die Fasern der Hybridgarne liegen vergleichsweise lose vor, wodurch insbesondere die Imprägnierung verbessert wird. Die Abstufung der tex-Stärken werden in Hinsicht auf den angestrebten Faservolumenanteil der Filamente berechnet. Der Einzelfaserdurchmesser der SE1200 E-Glasfasern liegt je nach tex-Stärke zwischen 14 μm und 17 μm . Die Fasern des C-Faservovings weisen laut Datenblatt einen 1,3-prozentigen Präparationsauftrag auf Epoxidharzbasis und einen Durchmesser von ca. 7 μm auf. Die vollständigen Datenblätter aller verwendeter Halbzeuge sind im Anhang in Kapitel XIV.2 enthalten.

5.2.2. Halbzeugherstellung

Für die Herstellung der zu imprägnierenden Rovings und Hybridgarne wird ähnlich wie bei Hu et al. [241] eine für die Ummantelung von drahtförmigen Halbzeugen konzipierte und vorgesehene Druckummantelungslinie angepasst und umgebaut. Die Linie wird wie in nachstehender Abbildung XII-5-76 abgebildet aufgebaut und iterativ in „Define–Measure–Analyse–Improve–Control“ (DMAIC) Zyklen solange verbessert bis ein fähiger und beherrschter Fertigungsprozess entsteht. Das verfahrenstechnische Prinzip unterscheidet sich nicht grundlegend von reinen Extrusions- und Druckummantelungsprozessen, jedoch erfordert das Vorwärmen, Fördern, Führen und Imprägnieren der Endlosfasern spezifische Anpassungen, die in diesem Abschnitt erläutert werden. Da PA 6 im Allgemeinen und speziell in diesem Fall beim B32 laut Datenblatt dazu neigt, bis zu 2,6 Gewichtsprozent Wasser aufzunehmen (Sättigung bei Normalklima 23 °C bei 50 % relativer Luftfeuchtigkeit), ist das Trocknen der thermoplastischen Granulate und PA 6 Fasern aus dem Hybridgarn sowie der Glasfasern, die teilweise mit einer Matrix-kompatiblen Schlichte versehen sind, eine Grundvoraussetzung für ein porenfreies Extrudat mit glatten, bläschenfreien Oberflächen. Durch die generelle Trocknung und Trockenhaltung werden Dampf einschüsse vermieden, die das Filament

ansonsten unbrauchbar machen oder zu Defekten im Bauteil führen. Die einstellbare Hysteresebremse verhindert ein eigenständiges Abwickeln der Faserspule und stellt mithilfe des Tänzersystems eine kontinuierliche Spannung in den Fasern sicher. In einem Röhrenofen werden die Fasern anschließend auf ca. 120–130 °C vorerwärmt, um den Temperaturunterschied zwischen den Fasern und dem Extrudat und damit die Eigenspannungen im Filament zu minimieren.

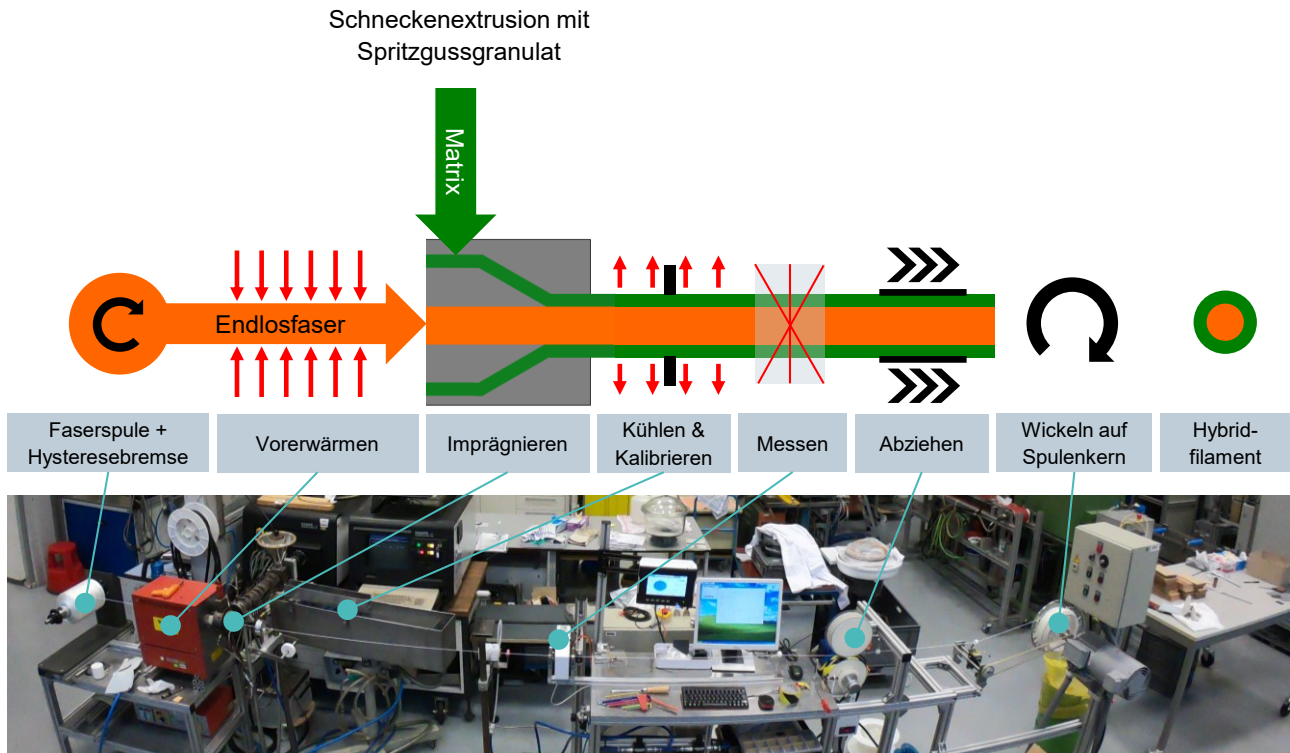


Abbildung XII-5-76: Schematische Herstellung der mit Endlosfasern verstärkten Filamente

Die Fasertemperatur wird mithilfe eines Schleifkontaktfühlers gemessen. Durch die Vorwärmung kühlt das Extrudat langsamer ab und es bleibt mehr Zeit für die druckinduzierte Imprägnierung, deren Qualität unter anderem durch die temperaturabhängige Viskosität beeinflusst wird. Gleichzeitig wird das unter inerter Atmosphäre geschützte Granulat in einem Einschneckenextruder aufgeschmolzen und in den Querspritzkopf gefördert. Misch- und Siebeinsätze, die im Allgemeinen der Homogenisierung der Schmelze dienen, werden vor allem bei der Extrusion der flammgeschützten Granulate entfernt. Im Querspritzkopf trifft die umzulenkende Matrixschmelze auf den mit der Produktionslinie kollinear verlaufenden, vorgeheizten Faserstrang. Der Querspritzkopf, dargestellt in Abbildung XII-5-77 und Abbildung XII-5-78, besitzt je nach Konfiguration eine Kompressionsdüse, die sich aus dem Mundstück für die Bündelung der Fasern und der formgebenden Drahtführung zusammensetzt. Der Durchmesser des Extrusionsstranges resultiert aus der Drahtführung, der Strangaufweitung, dem Extrusionsdruck und der Abziehggeschwindigkeit. In dieser Umsetzung wird für die Herstellung der Filamente mit 1,75 mm Durchmesser eine Kompressionsdüse eingesetzt, die sich aus einem Mundstück mit 1,4 mm Durchmesser und einer Drahtführung mit 1,7 mm Durchmesser zusammensetzt. Der Extrusionsdruck beträgt je nach Werkstoff und entsprechender Viskosität zwischen 19–50 bar und die sechs unabhängigen Heizzonen sind zwischen 150–250 °C temperiert. Das Wasserbad kühlt den Strang und sorgt im Optimalfall mithilfe von Einsätzen für einen kalibrierten, kreisrunden Filamentdurchmesser, der an dem nachgeschalteten Messgerät über Laser- und CCD-Sensorik vermessen wird. Bei hoher Strangaufweitung führt das Wasserbad zu negativen Auswirkungen, da die schwindungsbedingten Vakuolen beziehungsweise die aufgrund der Dekonsolidierung vergrößerten Poren gemäß Abbildung XII-2-21 eingefroren werden, da keine Zeit für die Kontraktion bleibt.

Der nachfolgende Raupen- beziehungsweise Bandabzug sorgt für den Vorschub des Filaments und bestimmt die Abziehungskraft und -geschwindigkeit. Am Ende des Herstellprozesses wird das Filament über ein Tänzersystem auf den Spulenkern gewickelt, dessen minimaler Durchmesser durch die Biegeradien der eingesetzten Fasern limitiert wird.

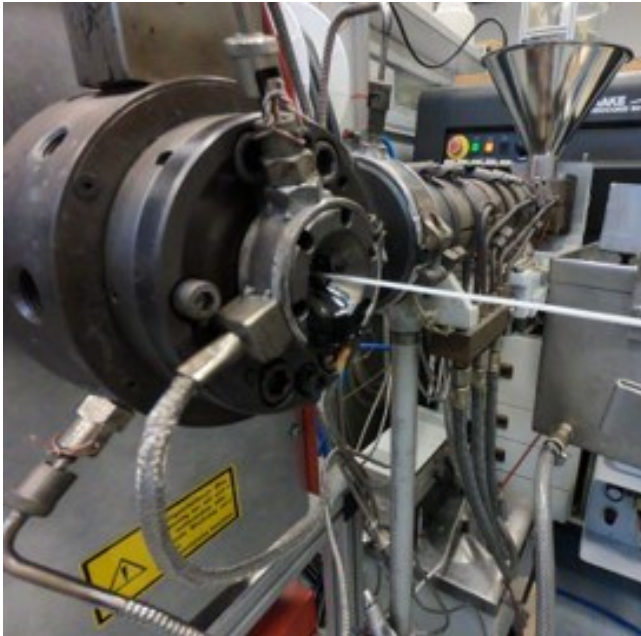


Abbildung XII-5-77: Querspritzkopf mit imprägniertem Filament

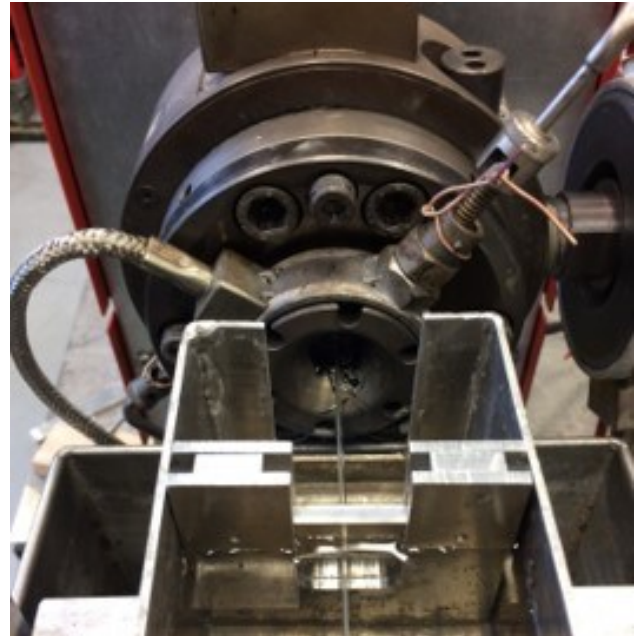


Abbildung XII-5-78: Querspritzkopf mit Extrudier-, Kühl- und Kalibrierstrecke

Nachstehende Tabelle XII-5-X fasst die hergestellten und zu Prüfkörpern verarbeiteten Materialkombinationen zusammen. Die Faservolumenanteile werden unter Einbeziehung einer Glasfaserdichte von $2,65 \text{ g/cm}^3$ und der PA 6 Dichte von $1,14 \text{ g/cm}^3$ direkt an den Filamenten auf Basis der Fasermassenprozentage aus der TGA bestimmt. Ein grünes Häkchen bedeutet hierbei, dass die Herstellung und die anschließende Verarbeitung zum Prüfkörper qualitativ als hinreichend gut bewertet wird. Ein orangenes Häkchen sagt aus, dass die Herstellung des jeweiligen Filaments zwar prinzipiell möglich ist, jedoch qualitative Faktoren, wie zum Beispiel die Rundheit oder eine bläschenfreie Oberfläche eine Weiterverarbeitung im MEX-Verfahren verhindern. Die Hauptursachen für die mangelnde Qualität liegen vornehmlich in der unzureichenden Trocknung der Hybridgarne sowie des Matrixmaterials. Auch die Form des verwendeten Faserhalbzeuges beeinflusst maßgeblich die Rundheit der Filamente und kann dazu führen, dass das Filament nicht mehr durch den Druckkopf gefördert werden kann. Bereits die Zugprüfung der Filamente während der Herstellung legt nahe, dass aufgrund der Verarbeitung und der damit verbundenen Vorschädigung der Fasern mit entsprechenden Einbußen in den mechanischen Eigenschaften der Zugprüfkörper gerechnet werden muss. Die Messung der für die Verarbeitung vorgesehenen Filamente sind in Tabelle XII-5-XIV den unter idealen Annahmen berechneten Werten gegenübergestellt (siehe [16, S. 348]). Die tex Angaben der Hybridgarne umfassen auch den thermoplastischen Anteil des gesamten Garns, der mithilfe des Faservolumenanteils herausgerechnet werden kann. Der Hybridgarn mit 480 tex entspricht in diesem Fall einem reinen Glasfaserroving mit 300 tex. Es ist zu erwarten, dass die mechanischen Eigenschaften der Prüfkörper durch weitere Schädigungen der Fasern sowie Streckungseffekten im eigentlichen Verarbeitungsprozess zusätzlich verschlechtert werden. Die Qualität der Filamentherstellung wird zusätzlich zur Zugprüfung mithilfe von Querschliffen evaluiert. Als Kriterien dienen hierbei die Rundheit, die Oberflächenqualität, die Zentrität beziehungsweise die Homogenität der

Faserverteilung und der Grad der Imprägnierung, wobei letzterer vor allem im Fall der Hybridgarne anhand der Viskosität der Schmelze impliziert wird.

Tabelle XII-5-X: Übersicht der im Rahmen des Screenings hergestellten und verdruckten Filamente

		Hybridgarn				Roving		
	Thermoplastische Fasern	PA 6	PA 6	PA 6	PA 6	-	-	-
	Verstärkungsfasern	GF	GF	GF	GF	GF	GF	CF
	Stärke in tex	480	900	1400	1800	1200	600	200
	Faservol.-% (Datenblatt)	42 %	47 %	45 %	47 %	> 98 %	> 98 %	> 98 %
Herstellung Filament	Ultramid B32 natur	☑	-	-	☑	☑	☑	☑
	Ultramid B3S schwarz	☑	☑	-	☑	-	-	-
	Durethan SDTH 1462	☑	☑	-	-	-	-	-
	PA 6.66 FR	☑	☑	☑	☑	-	-	-
Herstellung Prüfkörper	Ultramid B32 natur	☑	-	-	☑	☑	☑	☑
	Ultramid B3S schwarz	☒	☒	-	☒	-	-	-
	Durethan SDTH 1462	☒	☒	-	-	-	-	-
	PA 6.66 FR	☑	☑	☑	☑	-	-	-

In Abbildung XII-5-79 bis Abbildung XII-5-84 sind sechs verschiedene Filamente, die sich wesentlich durch ihr Fasersystem und ihren jeweiligen Faservolumenanteil unterscheiden, im Querschliff dargestellt. Obwohl die Hybridfasern als Halbzeug für die Imprägnierung aufgrund ihrer durch die lose Zusammensetzung bedingten Spreizbarkeit probater erscheinen, werden in einem vorgelagerten Schritt zuerst die Rovings mit PA-kompatibler Schlichte imprägniert, da deren Handhabung und Führung im Prozess vergleichsweise unkompliziert ist. Die Rovings liegen zwar als Halbzeug geordneter vor, jedoch ist vor allem in der Bauteilfertigung die Herausforderung zu erwarten, dass die Randbereiche der flächigen Rovings weiter von der neutralen Faser entfernt sind und somit gemäß Abbildung XII-2-23 bei Biegeradien höhere Zug- und Druckspannungen entstehen, die entweder in der Druckzone zu buckeligen Bereichen oder im Zugbereich zu Faserrissen führen können. Die Rundheit des Filaments und die Form des Rovings aus Abbildung XII-5-79 kann als hinreichend gut bezeichnet werden, wohingegen die Zentrierung der Fasern beziehungsweise die Homogenität der Faserverteilung und damit auch die Imprägnierung aufgrund der ungenügenden Spreizung des Rovings unzureichend ist. In Abbildung XII-5-80 ist einerseits die Ovalität sehr ausgeprägt und andererseits die sichelförmige Lage des Rovings sehr inhomogen, wodurch nicht nur die Imprägnierung, sondern ebenso die Verarbeitung zusätzlich erschwert wird. Je schlechter die Zentrität des Rovings ist, desto höher ist die Wahrscheinlichkeit einer Schädigung der Fasern durch mechanische Maschinen- und Bauelemente, wie zum Beispiel die Düseninnenkante. Vor allem bei größeren

Faservolumenanteilen, wie zum Beispiel in Abbildung XII-5-81, erstrecken sich die Fasern zwar zentrierter, jedoch sichelförmig und äußerst inhomogen nahezu über den gesamten Filamentquerschnitt, weshalb auch hier eine Verarbeitung nur bedingt möglich ist.

Tabelle XII-5-XI: Mikroskopischer Vergleich unterschiedlicher Roving- und Hybridgarnsysteme

Rovings

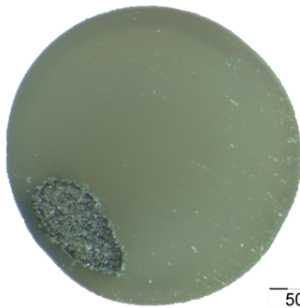


Abbildung XII-5-79: V11, B32 + Roving CF 200 tex

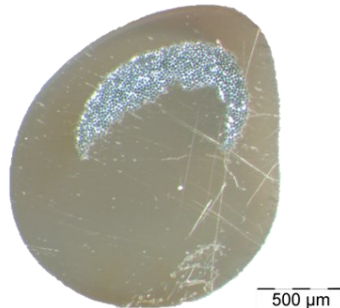


Abbildung XII-5-80: V10, B32 + Roving GF 600 tex

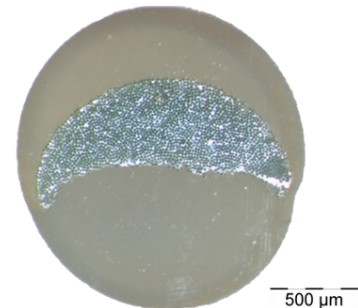


Abbildung XII-5-81: V9, B32 + Roving GF 1200 tex

Hybridgarne

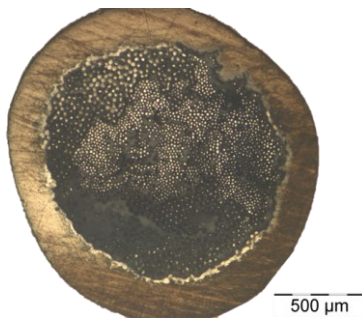


Abbildung XII-5-82: V1, B32 + Hybridgarn 1800 tex

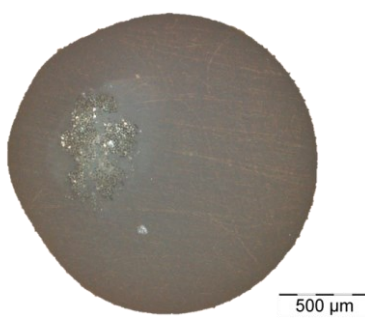


Abbildung XII-5-83: V3, B32 + Hybridgarn 480 tex

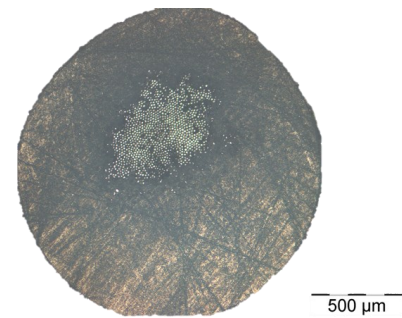


Abbildung XII-5-84: V7, Durethan + Hybridgarn 900 tex

In Abbildung XII-5-82 sind neben den Glasfasern, die einem Faservolumenanteil von 25,4 % entsprechen, auch nicht aufgeschmolzene PA 6 Fasern aus dem Hybridgarn identifizierbar, da in diesem Fall auf eine Vorwärmung verzichtet wurde. Die im Durchmesser mit ca. 30 µm deutlich größeren thermoplastischen Fasern liegen im nicht aufgeschmolzenen Zustand neben den dünneren ca. 14 µm dünnen Glasfasern vor, was durch die mikroskopischen Aufnahmen aus Abbildung XII-5-85 und Abbildung XII-5-86 belegt wird. Auch die sehr deutlich erkennbare Grenzfläche zwischen der Ummantelung und dem Hybridfaserkern weist auf eine qualitativ ungenügende Imprägnierung hin, auch wenn vereinzelt PA 6-Fasern aufschmelzen und sich mit der umspritzten Matrix verbinden. In Abbildung XII-5-83 ist die Imprägnierung auch aufgrund der eingesetzten Vorwärmung zwar sehr gut, jedoch ist der Faservolumenanteil mit 4,0 % gering und die Zentrität der Fasern nicht optimal. In Abbildung XII-5-84 ist die sehr gute Imprägnierung, die geringe Ovalität sowie die hohe Homogenität und Zentrität der Glasfasern bei hinreichend hohem Faservolumenanteil in Höhe von 8,3 % erkennbar. Das vergleichsweise hochviskose (MVR: 5,70 cm³/10 min.) PA 6.66 FR von Clariant ist zwar aufgrund des eingearbeiteten Flammschutzes nur bedingt für die Faserimprägnierung geeignet, kann jedoch sehr gut im MEX-Verfahren verarbeitet werden. Aus diesem Grund wird die Strategie dahingehend ausgerichtet, dass für die Imprägnierung das niederviskosere, bei höheren Temperaturen schmelzende PA 6 aus dem Hybridgarn und für die Ummantelung das flammgeschützte, höherviskose und bei niedrigeren Temperaturen schmelzende PA 6.66 FR verwendet wird. Auf

diese Weise kann das Matrixmaterial der Ummantelung durch die gegenüber dem imprägnierten Faserkern entsprechend niedrigeren Schmelztemperatur optimal verarbeitet werden, was zu einer hinreichend guten interlaminaren Adhäsion führt. Das komplette Durchschmelzen des imprägnierten Faserkerns wird damit vermieden, wodurch die Streckung in den Fasern, die während der Filamentherstellung erzeugt wird, erhalten bleibt.

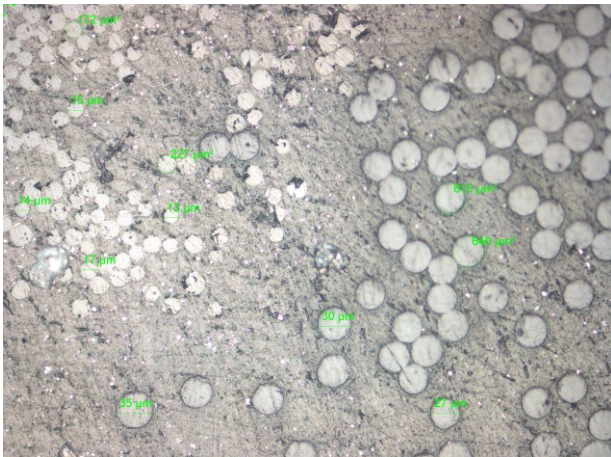


Abbildung XII-5-85: Größenvergleich Thermoplast- und Glasfasern aus Abbildung XII-5-82

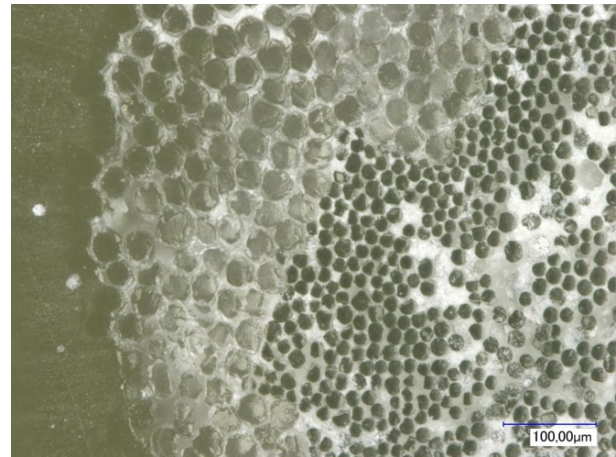


Abbildung XII-5-86: Matrix mit thermoplastischen Fasern und Glasfasern

Der Faservolumenanteil der Filamente wird durch das ausschließlich oberflächliche Anschmelzen des Filaments während der Verarbeitung zum Bauteil durch den dünner werdenden Matrixmantel limitiert. In nachstehender Tabelle XII-5-XII sind die mit PA 6 imprägnierten und mit PA 6.66 FR ummantelten Glasfasern beziehungsweise Hybridgarne von links nach rechts in aufsteigenden Faservolumenanteilen dargestellt. Das Spannungs-Dehnungsdiagramm aus Abbildung XIV-1-8 gibt bereits erste Anhaltspunkte für die zu erwartenden E-Moduln. Abbildung XII-5-90 und Abbildung XII-5-91 weisen zwar denselben Faservolumenanteil auf, jedoch wurde der Versuch V16, verglichen mit Versuch V15, mit der ca. 5-fachen Geschwindigkeit abgezogen, weshalb zwar die Oberflächenqualität und die Produktivität gemäß Tabelle XII-5-XIII bedeutend höher liegt, jedoch die PA 6 Fasern trotz erhöhter Vorwärmleistung nicht komplett aufschmelzen und ein sehr ähnliches Bild wie Abbildung XII-5-86 resultiert. Die Dicke des Matrixmantels in Abbildung XII-5-91 beträgt ca. 200 µm.

Tabelle XII-5-XII: Mikroskopischer Vergleich der unterschiedlichen Hybridgarn tex-Stärken

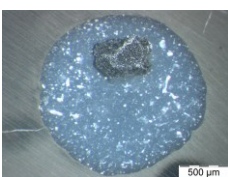


Abbildung XII-5-87: V12, PA 6.66 FR + Hybrid 480 tex

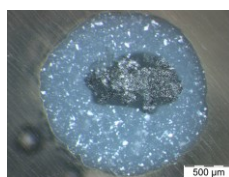


Abbildung XII-5-88: V13, PA 6.66 FR + Hybrid 900 tex

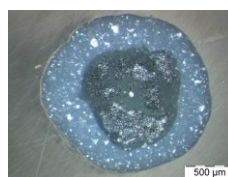


Abbildung XII-5-89: V14, PA 6.66 FR + Hybrid 1400 tex

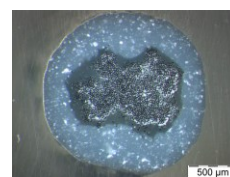


Abbildung XII-5-90: V15, PA 6.66 FR + Hybrid 1800 tex

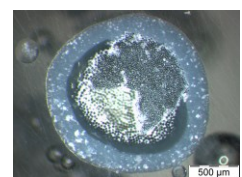


Abbildung XII-5-91: V16, PA 6.66 FR + Hybrid 1800 tex

Das hergestellte Filament aus Abbildung XII-5-90 ist in der nachstehenden Abbildung XII-5-92 vergrößert und beschriftet dargestellt. Die einzelnen in der PA 6 Matrix eingebetteten Glasfasern sind ebenso wie der umgebende Mantel aus PA 6.66 FR gut identifizierbar. Die Strangaufweitung ist beim PA 6.66 FR generell wesentlich höher als bei den übrigen PA 6 Granulaten, weshalb mit Ausnahme von Versuch V16 auf die Wasserbadkühlung verzichtet wird. Auf diese Weise hat das Extrudat entsprechend Zeit, sich wieder zusammenzuziehen, was in den meisten Fällen sehr homogen

und gleichmäßig geschieht. Im Gegensatz dazu friert das Wasserbad die Schmelze zusammen mit den Fasern in einem ungünstigen Zustand ein, der von hoher Ovalität und Oberflächendefekten geprägt ist.

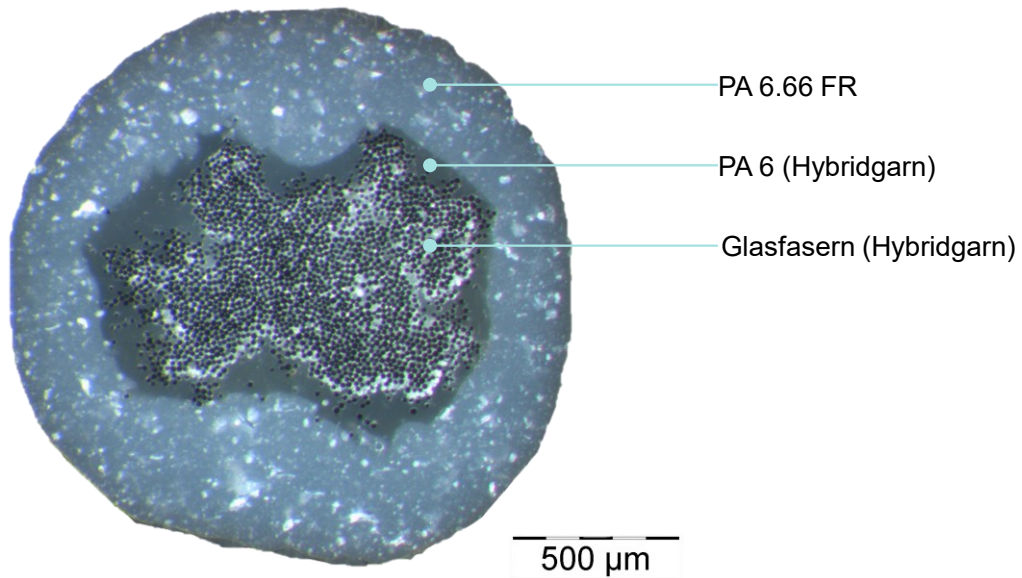


Abbildung XII-5-92: Vergrößerte und beschriftete Darstellung von Abbildung XII-5-90

Mit steigendem Faservolumenanteil wird der Matrixmantel dünner, was dazu führt, dass einzelne Glasfasern bereits vorgeschädigt werden, elektrostatisch aufgeladen sind oder seitlich abstehen und zu einer raueren Oberfläche führen. Die Prozessfähigkeitsindizes C_p und C_{pK} sind, bezogen auf den Durchmesser und die Ovalität, für die in Tabelle XII-5-XII dargestellten Filamentquerschnitte in Tabelle XII-5-XIII beispielhaft zusammengefasst. Auffällig ist, dass der Prozess V16 mit der Kombination aus dem größten Faservolumenanteil, der erhöhten Abziehggeschwindigkeit, der deshalb erhöhten Vorwärmtemperatur und der nachgeschalteten Wasserbadkühlung, bezogen auf den Zieldurchmesser von 1,75 mm, den höchsten Prozessfähigkeitsindex besitzt, was zwar anhand der glatteren Oberflächen plausibel wirkt, jedoch in der mikroskopischen Betrachtung auf die nicht verschmolzenen PA 6 Fasern zurückzuführen ist. Resümierend bedeutet das, dass obwohl sich der Prozess V16 statistisch gesehen zwar im 6σ Bereich bewegt und damit fähig und beherrscht scheint, die Imprägnierungsqualität und damit auch die mechanischen Eigenschaften geringer als bei den V14 und V15 Prozessen erwartet werden.

Tabelle XII-5-XIII: Ausgewählte Prozessfähigkeitsuntersuchungen der Filamentherstellung

PA 6.66 FR +	$\bar{\varnothing}$ in mm	\bar{s} in mm	C_p	C_{pK}	Ovalität in mm	\bar{s} in mm	C_p	C_{pK}
480 tex GF (V12)	1,751	0,023	1,44	1,42	0,100	0,0557	0,45	0,30
900 tex GF (V13)	1,752	0,040	0,83	0,81	0,096	0,0279	0,90	0,65
1400 tex GF (V14)	1,753	0,032	1,06	1,02	0,102	0,0313	0,80	0,51
1800 tex GF (V15)	1,757	0,032	1,05	0,97	0,079	0,0301	0,83	0,79
1800 tex GF (V16)	1,746	0,016	2,05	1,96	0,154	0,0377	0,66	0,00

Die Prozessfähigkeit muss daher stets Hand in Hand und im Kontext mit den weiterführenden, analytischen Methoden bewertet werden. Die Definition der Prüfkörpergeometrie sowie der Herstellungsprozess werden nachfolgend erläutert.

5.2.3. Prüfkörpergeometrie und Fertigung

Die Prüfkörpergeometrie ist an DIN EN ISO 527-2 für Form- und Extrusionsmassen dem Typ 1A mit den Abmaßen $170 \times 10 \times 4 \text{ mm}^3$ ohne Schultern angelehnt. Die Fasern sind im Zugstab unidirektional in Richtung des Kraftflusses gemäß Abbildung XII-5-93 orientiert. Für die Fertigung der Prüfkörper wird lediglich ein einziger Materialextruder ohne Filamentwechsel genutzt, wodurch der maximale Faservolumenanteil des Bauteils durch das eingesetzte Filament limitiert wird. Anders als beim Prinzip der post Imprägnierung gemäß dem Stand der Technik ist das nachträgliche Überdrücken der abgelegten Fasern mit einem Matrixmaterial durch einen zweiten Extruder nicht erforderlich. Der Düsendurchmesser beträgt 1,7 mm, womit dieser nur minimal geringer als der des Filaments ist. Auf diese Weise wird eine Stauchung der in der Matrix eingebetteten Fasern vermieden. Die Düseninnengeometrie verläuft konisch und sorgt damit für eine zusätzliche Kompression des Extrudats.

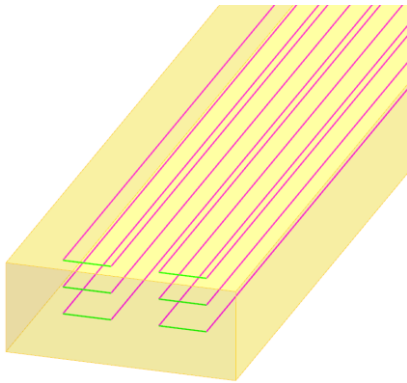


Abbildung XII-5-93: Prüfkörpergeometrie und Pfad der Faserintegration

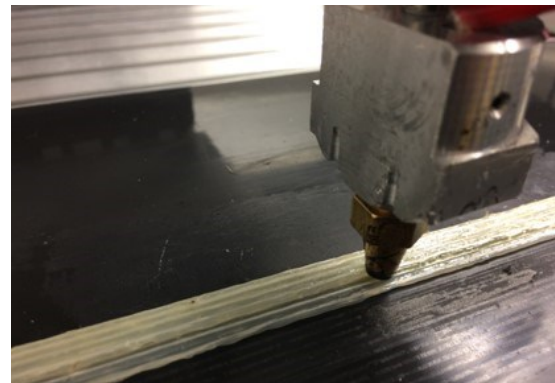


Abbildung XII-5-94: Druckprozess der Prüfkörper

In der folgenden Tabelle XII-5-XIV sind die hergestellten und anschließend verdruckten Filamente zusammengestellt. Die UD-Faserstränge der Prüfkörper aus Abbildung XII-5-96 lassen sich in der transluzenten, ungefüllten B32 Matrix optisch gut identifizieren und offenbaren die teils mangelnde Parallelität der Faserstränge, wodurch bei der Zugprüfung ähnlich wie bei der post Imprägnierung nach Kapitel 3.2 Faserstreckungseffekte zu erwarten sind. Die Ursachen dieser mangelnden Parallelität können nur durch einen Kompromiss oder ein anderes Materialsystem gelöst werden. Je heißer die Verarbeitungstemperatur beziehungsweise die Substrattemperatur gewählt wird, desto besser ist die intralaminare Matrix-Matrix Anbindung und die damit einhergehende Kraftübertragung im Laminat. Durch die höheren Temperaturen bleibt die Schmelze bei gleicher Verfahrensgeschwindigkeit jedoch länger in ihrer Flüssigphase, weshalb die Fasern länger beweglich bleiben und damit bei Richtungsänderungen anfällig für Abweichungen vom geplanten Faserpfad sind. Sofern der Fertigungsprozess verlangsamt wird und Richtungswechsel vermieden werden, können die Auswirkungen dieses Phänomens abgeschwächt werden. Obwohl in der Herstellung der Prüfkörper mit einer vergleichsweise hohen Verarbeitungstemperatur und geringen Vorschubgeschwindigkeiten gefertigt wird, kann die Parallelität der Fasern nur bedingt erreicht werden, weshalb der Einsatz einer aktiven Kühlung erforderlich wird. Trotz der heißen Verarbeitungstemperatur von bis zu 285 °C sind in Abbildung XII-5-95 deutliche Delaminationseffekte zu erkennen. Erwartungsgemäß verhalten sich die Filamente mit einem niedrigeren Faservolumenanteil in ihrer Handhabung und Verarbeitung wesentlich unkomplizierter. Zusätzlich sind die Filamente, bei denen als Basis für die Verstärkung Hybridgarne eingesetzt werden, einfacher zu verdrücken, da die Fasern in gekrümmten Bereichen besser umgelenkt werden können als die flächigen Rovings, deren Außen- und Innenfasern weiter von der neutralen Faser entfernt sind. Bei den Rovings wird der Kraftfluss der Fasern durch die dadurch

notwendigen Schneidoperationen häufiger unterbrochen als bei den vergleichsweise homogen verteilten Hybridgarnfasern.

Tabelle XII-5-XIV: Fasermassen- und Volumenanteile hergestellter Filamente laut TGA und Berechnung

	Masse- %	Vol.- %*1	E_t (Messung) in GPa*2	E_t (Theorie) in GPa	σ_M (Messung) in MPa	σ_M (Theorie) in MPa
B32 + Hybrid GF 480 tex	8,83 %	4,00 %	4,5	5,8	80	172
B32 + Hybrid GF 1800 tex	44,24 %	25,45 %	12,7	22,5	107	666
B32 + Roving CF 200 tex	8,48 %	5,54 %	11,3	14,6	70	233
B32 + Roving GF 600 tex	24,34 %	12,16 %	8,3	12,1	117	360
B32 + Roving GF 1200 tex	39,66 %	22,04 %	17,2	19,8	244	588
PA 6.66 FR + Hybrid GF 480 tex	8,15 %	3,65 %	5,5	5,6	116	96
PA 6.66 FR + Hybrid GF 900 tex	18,19 %	8,66 %	9,6	9,5	235	163
PA 6.66 FR + Hybrid GF 1400 tex	25,20 %	12,56 %	12,8	12,6	298	216
PA 6.66 FR + Hybrid GF 1800 tex	33,73 %	17,83 %	15,4	16,7	313	286
*1 Berechnung Faservol.-% mit Matrixdichte 1,14 g/cm ³ und Glasfaserdichte 2,65 g/cm ³ , FR-Angaben sind bereits um einen Restmassenanteil von 8,61 % bereinigt, der anhand des reinen, flammgeschützten Granulates ohne Fasern ermittelt wurde.						
*2 Messung der E-Moduln bei 0,05–0,25 % Dehnung mit 20–50 N Vorkraft, 450 mm Einspannlänge und $n = 1$, ohne normgerechte Trocknung oder Konditionierung.						

Bei den Prüfkörpern mit PA 6 Matrix in Verbindung mit Glasfasern kann der Versagensmodus auf Grundlage der Berechnung gemäß Formel (2-i) oder Formel (2-j) oder aufgrund der nominell identischen Bruchdehnung von Faser und Matrix nicht eindeutig bestimmt werden. Demnach kann erst durch die Zugprüfung selbst ein entsprechender Zfb oder Fb identifiziert werden. Bei der PA 6.66 FR Matrix wird gemäß der Berechnung ausnahmslos ein Zfb erwartet, da die Bruchdehnung der Matrix geringer als die der Glasfasern ist, was unter anderem den FSM geschuldet ist. Gemäß der Interpretation anhand der tatsächlichen Bruchbilder aus Abbildung XII-5-95 liegt bei der PA 6 Matrix aufgrund der Kombination aus den Delaminationseffekten und Faserbrüchen ein gemischter Versagensmodus vor. Im Gegensatz dazu kann den Prüfkörpern mit PA 6.66 FR Matrix aus Abbildung XII-5-97 repräsentativ als dominante Versagensart in Kongruenz mit der initialen Berechnung eindeutig ein Zfb ohne Fb attestiert werden. Der Faser-Pullout Effekt ist sehr deutlich ausgeprägt und sorgt im Vergleich zu den charakteristischen Schadensbildern UD-verstärkter Lamine unter σ_{II}^+

Beanspruchung nach Daniel und Ishai [157, S. 102, Fig. 5.6] zu einem eher untypischem Versagensbild.



Abbildung XII-5-95: Prüfkörper PA 6 B32 + Hybridgarn 480 tex vor und nach der Zugprüfung

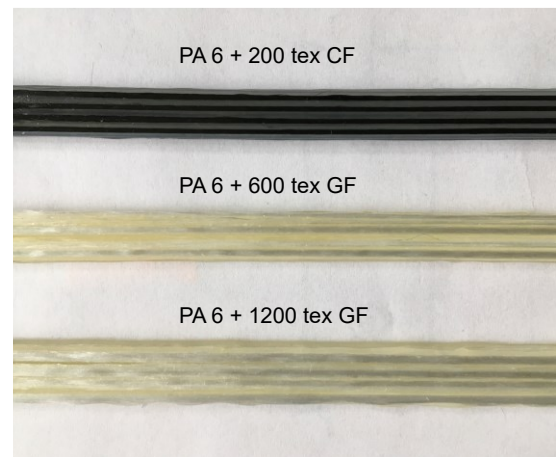
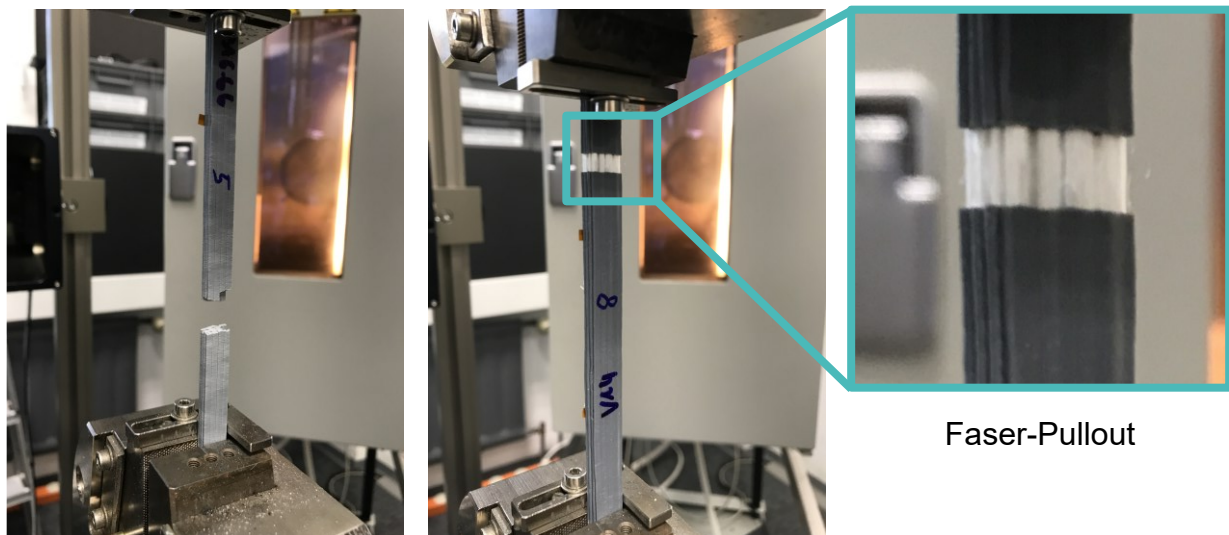


Abbildung XII-5-96: Hergestellte Roving Prüfkörper unterschiedlicher tex-Stärken

Das vorzeitige Matrixversagen lässt in Kombination mit einer unzureichenden Faser-Matrix Haftung niedrigere mechanischen Eigenschaften als durch einen tatsächlichen Faserbruch erwarten.



PA 6.66 FR
(unverstärkt)

PA 6.66 FR +
Hybrid GF 1400 tex

Faser-Pullout

Abbildung XII-5-97: Veranschaulichung Zwischenfaserbruch und Faser-Pullout Effekt

Die endlosfasertypischen, fertigungsbezogenen Defekte sind in Kapitel 5.3 übergreifend und detaillierter beleuchtet.

5.2.4. Ergebnisse der Zugprüfung

Die Ergebnisse der Zugprüfung sind in Abbildung XII-5-98 und Abbildung XII-5-99 zusammengefasst. Beim E-Modul ist auffällig, dass dieser sich bei den Roving basierten Filamenten auf Grundlage der ermittelten Faservolumenanteile aus Tabelle XII-5-XIV gegenüber den theoretisch ermittelten Werten vermindert, wogegen er bei den hybridfaserbasierten Filamenten vor allem bei den niedrigeren Faservolumenanteilen hinreichend gut mit den Theoriewerten übereinstimmt. Die Filamente sind nicht explizit getrocknet, da sie unmittelbar und zeitparallel zur Fertigung im Sinne einer

Qualitätskontrolle geprüft werden. Da jedoch durchweg getrocknete Halbzeuge verwendet werden, kann angenommen werden, dass das Zeitintervall von der Verarbeitung bis zur mechanischen Prüfung nicht ausreicht, um relevante H₂O Einlagerungen oder gar eine Saturation zu erreichen. Da verfahrenstechnisch bedingt nur eine sehr begrenzte Anzahl an Filamentabschnitten aus der laufenden Fertigung entnommen werden kann, wird die Prüflänge und damit auch die Prüfgeschwindigkeit vervierfacht, um die Dehnrates zu beibehalten. Durch die Einspannlänge von 450 mm kann die Unsicherheit durch die Zugprüfung mit $n = 1$ vermindert werden, wobei die Zugprüfung der Filamente lediglich als Anhaltspunkt für die Qualität des laufenden Fertigungsprozesses gesehen wird und keine statistisch gesicherte beziehungsweise belastbare Grundlage für vertiefende Interpretationen bietet. Die Berechnung basiert auf Grundlage der Mischungsregel nach Schürmann und den Faser E-Moduln von 82 GPa für die G-Fasern beziehungsweise 238 GPa für die C-Fasern und einer Zugfestigkeit von 2,40 GPa für die G-Fasern beziehungsweise 3,95 GPa für die C-Fasern [16]. Die Dichte der G-Fasern wird mit 2,65 g/cm³ und die Dichte der C-Fasern mit 1,76 g/cm³ angegeben.

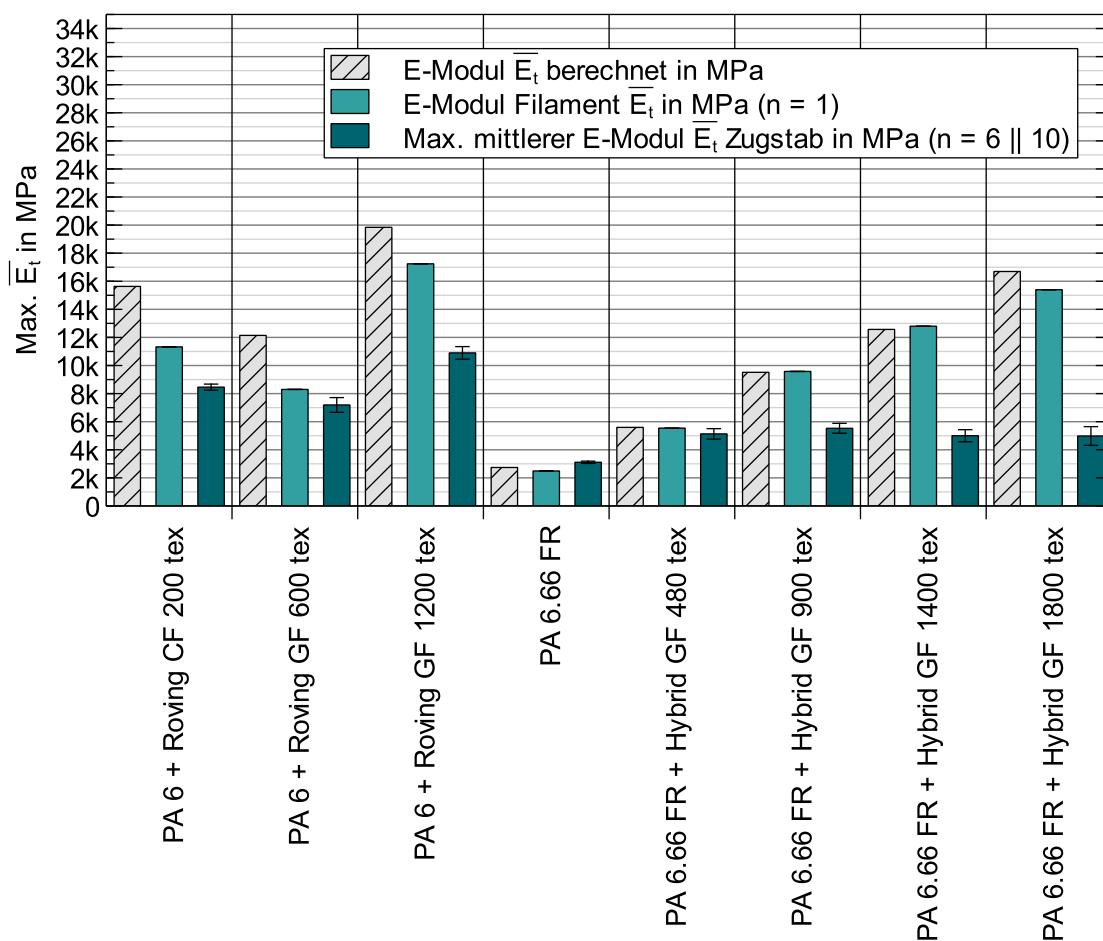


Abbildung XII-5-98: E-Moduln der Endlosfaserverstärkung (Filamente nicht trocken, Prüfkörper trocken)

Die gemessenen E-Moduln und Zugfestigkeiten liegen grundsätzlich und zum Teil deutlich niedriger als die theoretischen Berechnungen und divergieren mit zunehmendem Faservolumenanteil. Bei den Rovings stimmen die berechneten E-Moduln der Filamente weniger gut mit den berechneten Werten überein als bei den Hybridgarnen. Dagegen liegt die Diskrepanz zwischen den E-Moduln der Filamente und der Prüfkörper bei den Rovings niedriger und es werden prinzipiell höhere Werte gemessen. Die lineare Korrelation zwischen dem Faservolumenanteil und dem E-Modul kann bei den Filamenten mit den GF-Rovings gemäß der Berechnung repliziert werden, was jedoch bei den Prüfkörpern nicht mehr gelingt. Bei den Hybridgarnfilamenten verliert der Zusammenhang zwischen

Faservolumenanteil und E-Modul vor allem bei höheren Faservolumenanteilen an Linearität, auch wenn ein genereller Zuwachs erhalten bleibt. Besonders auffällig ist jedoch, dass die E-Moduln der aus dem Hybridfilament hergestellten Prüfkörper in der Höhe des geringsten Faservolumenanteils stagnieren. Bei der Berechnung der Zugfestigkeit kann bei den Rovings kein eindeutiger Versagensmodus antizipiert werden, da die Dehnungswerte für die Matrix sowie die Fasern nominell identisch sind, wodurch indirekt bei der Berechnung mit der Mischungsregel das Faserbruchkriterium als Optimalfall für die zu erwartende Festigkeit herangezogen wird. Liegt das tatsächliche Dehnungsvermögen der Matrix unterhalb der der Fasern, muss aufgrund des daraufhin zu erwartenden Zwischenfaserbruchs das Ergebnis der Berechnung wesentlich nach unten korrigiert werden. Der Versagensmodus von Berechnung und Rovingfilamenten stimmt im Abgleich mit den Messungen nicht überein, weshalb sich eine maximale Diskrepanz zwischen den Theoriewerten und den Messungen einstellt.

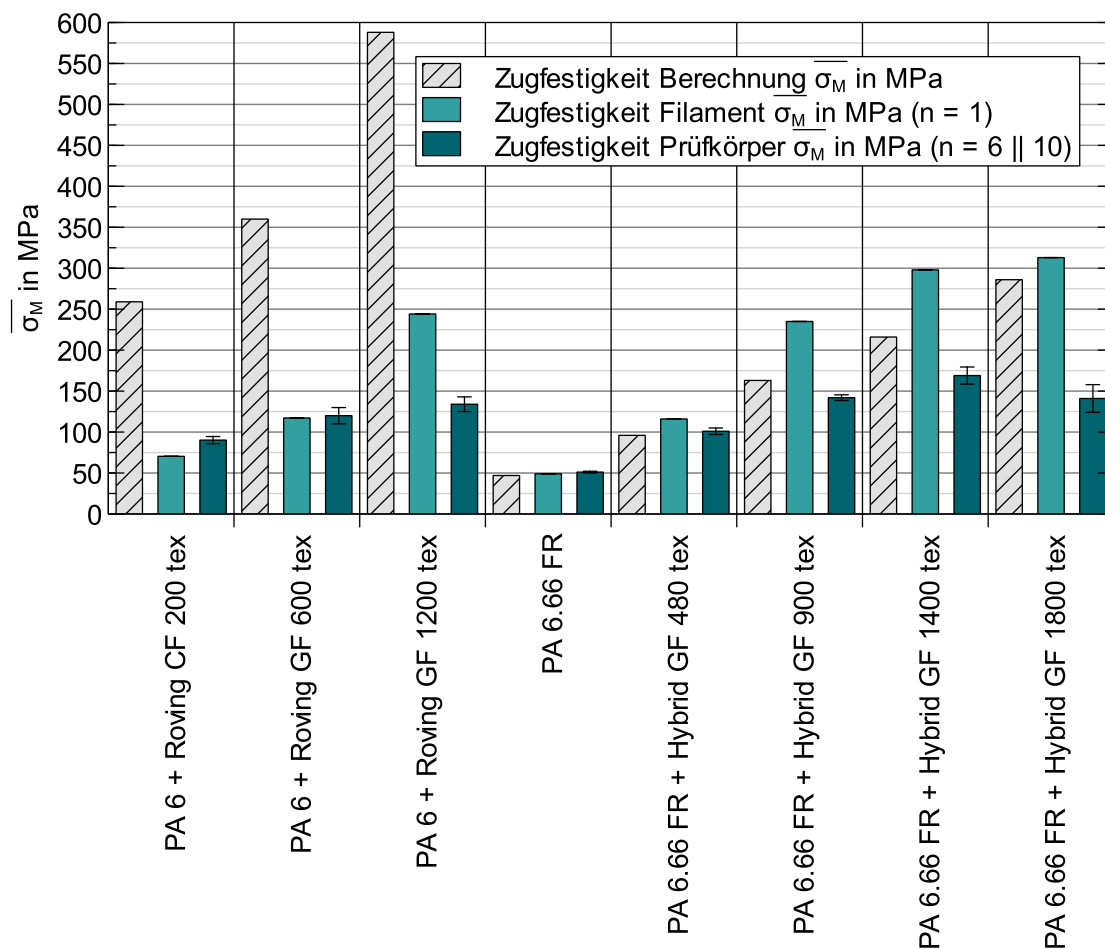


Abbildung XII-5-99: Zugfestigkeiten der Endlosfaserverstärkung (Prüfkörper getrocknet)

Weiterhin stagnieren die Festigkeitswerte analog zum E-Modul bereits bei niedrigeren Faservolumenanteilen, weshalb zwar eine gewisse Linearität identifiziert werden kann, die jedoch nicht proportional an den Faservolumenanteil geknüpft ist. Anders als beim E-Modul, kann hinsichtlich der Festigkeit kein nennenswerter Unterschied zwischen den Roving- und den Hybridfaserhalbzeugen erkannt werden, was am direkten Vergleich der Zugfestigkeit des „PA 6 + Roving GF 1200 tex“ Rovings und des „PA 6.66 + Hybrid GF 1800 tex“ Hybridgarns, die nominell annähernd denselben Faservolumenanteil besitzen, gezeigt werden kann.

Die nachfolgende Mikroskopie und Porenanalyse geben Aufschluss über die Diskrepanz aus den berechneten und den gemessenen E-Moduln und Zugfestigkeiten.

5.2.5. Mikroskopie

Die in diesem Kapitel gezeigten Mikroskopieaufnahmen werden anhand der transluzenten Prüfkörper B32 + Hybrid GF 480 tex aufgenommen. Abbildung XII-5-100 zeigt den Querschnitt eines gesägten Zugprüfkörpers gemäß Abbildung XII-5-95 mit seinen eingebetteten Glasfasern. Die einzelnen Hybridgarnbündel sind grünlich umrandet und von Matrixmaterial umgeben, dessen jeweilige Grenzfläche durch drei kreisrunde, schwarz gestrichelte Hervorhebungen gekennzeichnet ist. Das eingezeichnete Dreieck visualisiert die MEX-typischen Makroporen, die die mechanischen Eigenschaften ähnlich wie in Rodríguez et al. [333] gemäß Abbildung XII-2-20 grundsätzlich herabsetzen. Die sichtbaren Verschiebungen der Faserbündel innerhalb des Prüfkörpers bestätigen die in Kapitel 5.2.3 getroffene, qualitative Beurteilung der mangelnden Faserparallelität. Auf Abbildung XII-5-101 ist der Faser-Pull-Out Effekt, der auf eine ungenügende Faser-Matrix Haftung im Prüfkörper schließen lässt, sehr gut zu erkennen.

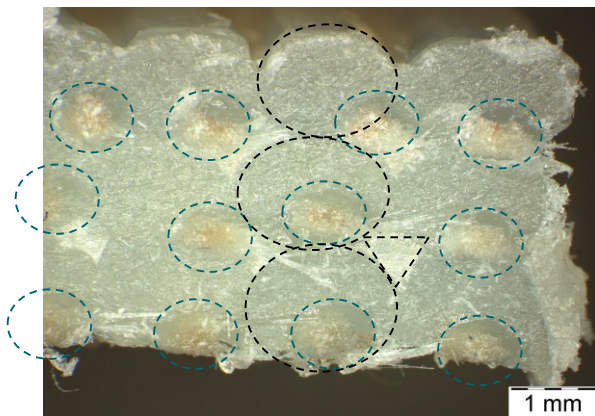


Abbildung XII-5-100: Glasfaserbündel in einem Zugprüfkörperquerschnitt



Abbildung XII-5-101: Glasfaser Pull-Out Effekt in einer thermoplastischen Einzelbahn

Die am Pull-Out Effekt in Abbildung XII-5-101 und Abbildung XII-5-97 nachgewiesene, unzureichende Faser-Matrix Haftung wird durch weitergehende Untersuchungen ergründet. Hierfür werden in einem ersten Schritt auch die Fasern selbst mikroskopiert, um Beschädigungen an der Schlichte zu lokalisieren und zu bewerten. In Abbildung XII-5-102 ist eine repräsentative Glasfaser dargestellt, deren Schlichte partiell abgeschert ist, wodurch die Adhäsion der thermoplastischen Matrix an der mineralischen Faser in diesem Bereich vermindert wird. Auf nebenstehender Abbildung XII-5-103 ist ein Ausschnitt eines Glasfaserbündels zu erkennen, das partiell mit Matrixmaterial benetzt ist. Die Ursache dieser partiellen Benetzung ist nicht auf die Imprägnierung, sondern vielmehr auf die spanende, mechanische Präparierung und das dadurch verursachte, kurzfristige Aufschmelzen der Schnittfläche des Prüfkörpers zurückzuführen. Die teils mangelnde Imprägnierung kann repräsentativ vor allem in Abbildung XII-5-104 anhand der sehr deutlichen Grenzfläche zwischen dem Faserbündel und der Matrix identifiziert werden. Die Grenzfläche ist durch die entsprechende Hervorhebung markiert. Auffällig ist außerdem, dass die Einzelfasern trotz des loseren Hybridgarns sehr komprimiert nebeneinander vorliegen, wodurch die Imprägnierung durch die Matrixschmelze zusätzlich erschwert wird. Wie Abbildung XII-5-105 zeigt, ist die Grenzfläche zur Matrix auch bei anderen Faserbündeln deutlich ausgeprägt. In Summe führt die partiell abgescherte Schlichte, die hohe Kompression der Faserbündel und die im Vergleich mit duroplastischen Harzen erhöhte Viskosität dazu, dass die Matrixschmelze die Faserbündel eher umfließt, als sie zu durchdringen und entsprechend zu imprägnieren. Die im Hybridgarn eingearbeiteten PA 6 Fasern können diese Effekte teilweise verringern, sofern im Prozess eine Separierung von den Glasfasern vermieden werden kann. Bei der Vorwärmung im Herstellprozess muss entsprechend beachtet werden,

dass die thermoplastischen Fasern nicht durch eine zu hohe thermische Beanspruchung vorgeschädigt werden.

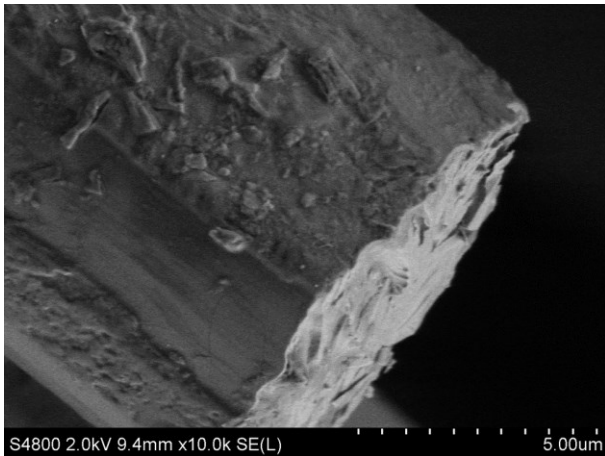


Abbildung XII-5-102: Einzelglasfaser mit abgescherter Schlichte

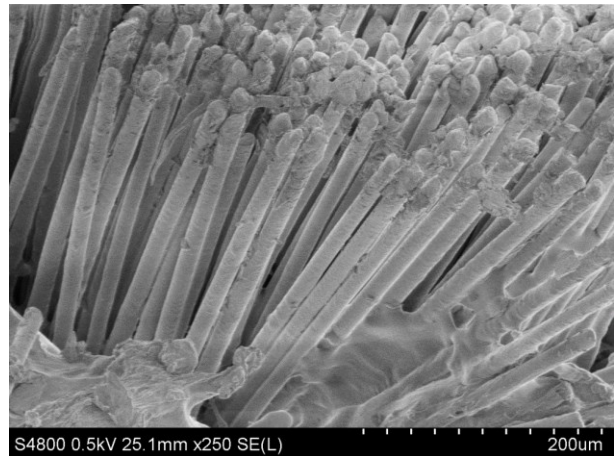


Abbildung XII-5-103: Glasfaserbündel mit partieller Benetzung der Fasern durch die Matrix

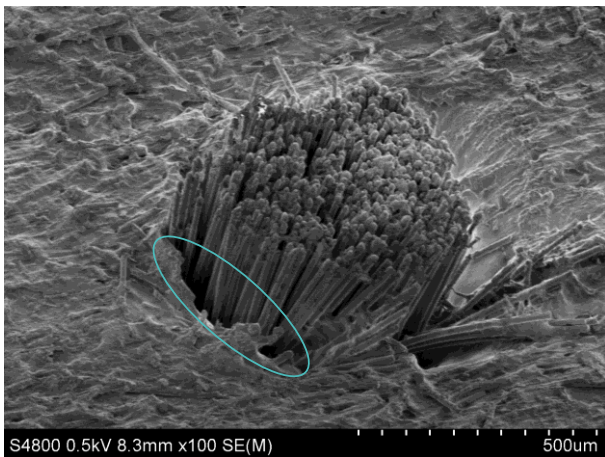


Abbildung XII-5-104: Ungenügende Faserimprägnierung und Faser-Matrix Adhäsion

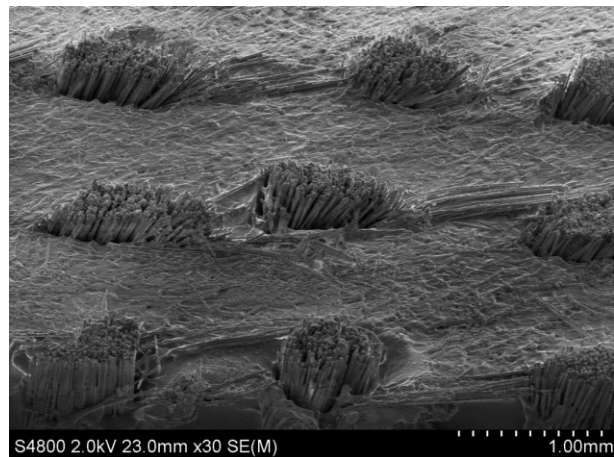


Abbildung XII-5-105: Glasfaserbündel im Querschnitt eines Zugprüfkörpers

Das nachfolgende Kapitel geht näher auf die MEX-typische Porosität ein, die neben der Imprägnierung einen entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften hat.

5.2.6. Dichtemessung mittels Pyknometer

Ein Vergleich der theoretischen und der berechneten Filamentdichte unter der Annahme der Faservolumenanteile aus Tabelle XII-5-XIV weist laut den Messwerten der Pyknometermessung in H_2O aus Tabelle XII-5-XV auf einen nicht unerheblichen Porenanteil hin. Die theoretische Filamentdichte wird mit Datenblattwerten und der Gewichtung nach dem Faservolumenanteil mit Formel (2-1) berechnet und vernachlässigt sämtliche Porenvolumina. Die theoretische Prüfkörperdichte ist identisch mit der theoretischen Filamentdichte, da nur sehr begrenzt gesicherte Voraussagen über die Eliminierung oder Neuentstehung von Poren durch den Fertigungsprozess getroffen werden können. Zwar kann die Packungsdichte des Laminates Aufschluss darüber geben, ob ein erhöhter Makroporenanteil erwartet werden kann, jedoch bleibt die Unsicherheit, inwieweit das Auffüllen dieser makroskopischen Zwischenräume durch das rheologische Verhalten der Schmelze im Sinne der von der Temperatur abhängigen Viskosität kompensiert werden kann. Die gemessene Filamentdichte liegt bei allen Filamentproben niedriger als die theoretische und damit idealisierte Dichte. Unter der

Annahme, dass die geringere Dichte dem steigenden Porenanteil geschuldet ist, nimmt der Porenanteil im Umkehrschluss für alle gemessenen Filamentproben zu. Dabei kann geschlussfolgert werden, dass der Porenanteil mit zunehmendem Faservolumenanteil prinzipiell größer wird. Beim höchsten Faservolumenanteil beträgt der Porenanteil im Filament ca. 5,4 %, was bereits auf eine verringerte mechanische Leistungsfähigkeit schließen lässt.

Tabelle XII-5-XV: Porenanalyse und Vergleich der Faservolumenanteile

	Theoretische Dichte in g/cm ³	Gemessene Filamentdichte in g/cm ³	Δ Filament zu Theorie in %	Gemessene Prüfkörperdichte in g/cm ³	Δ Prüfkörper zu Theorie in %	Δ Prüfkörper zu Filament in %
B32 + Roving CF 200 tex	1,165 *	1,137	- 2,37	1,140	- 2,11	+ 0,26
B32 + Roving GF 600 tex	1,313 *	1,262	- 3,91	1,198	- 8,78	- 4,87
B32 + Roving GF 1200 tex	1,463 *	1,384	- 5,38	1,370	- 6,34	- 0,96

* Annahmen: $\rho_{PA6} = 1,13 \text{ g/cm}^3$, $\rho_{GF} = 2,65 \text{ g/cm}^3$, $\rho_{CF} = 1,76 \text{ g/cm}^3$, φ aus Tabelle XII-5-XIV

Die gemessene Bauteildichte sinkt gegenüber der Filamentdichte mit Ausnahme des „B32 + Roving CF 200 tex“ Prüfkörpers erneut, was bedeutet, dass der Porenanteil durch die Verarbeitung des Filaments zum Bauteil ein weiteres Mal erhöht wird. Durch das erneute Aufschmelzen und Extrudieren unter quasi-atmosphärischem Druck können im Gegensatz zum Spritzguss, bei dem durch einen entsprechenden Nachdruck der schwindungsbedingte Porenanteil verringert werden kann, Mikroporen fortbestehen und neue Mesoporen durch den Fertigungsprozess entstehen [380]. Im Maximum steigt der volumetrische Porenanteil in dieser Messung auf bis zu 8,8 % an, was sich schlussendlich nachteilig auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt. Neben der erhöhten Porenbildung werden im nachfolgenden Kapitel weitere Defekte aufgezeigt, die die Verarbeitung und letztendlich auch die mechanischen Eigenschaften negativ beeinflussen.

5.3. Fasertypische Defekte

Neben den in Kapitel 2.5 generell zu erwartenden Defekten werden in diesem Kapitel die im Druckprozess und in der Analytik beobachteten, faserspezifischen Fehlstellen stichpunktartig zusammengefasst und durch Erläuterungen ergänzt.

- Diskrepanz zwischen dem Soll-Faserpfad und dem Ist-Pfad:

Die in der Schmelze beweglichen Endlosfasern richten sich vor allem bei Richtungsänderungen nicht unmittelbar entlang des zuvor geometrisch definierten Pfades aus. Je länger die Matrix aufgrund der Verarbeitungstemperatur in ihrem schmelzeförmigen Zustand verweilt, desto sensibler ist die Ausrichtung der Fasern gegenüber geometrisch veranlassten Richtungsänderungen. In Abbildung XII-5-106 ist die geometrische Abweichung aufgrund einer 180 Grad Wende der Düse dargestellt, die aufgrund der benachbarten Nähe der Einzelbahnen, dem engen Radius und der kurzzeitig doppelten Einwirkzeit der Düsenspitzentemperatur sowie der eingebrachten Enthalpie der Schmelze maximal ausgeprägt ist. Dieses vornehmlich von der Rheologie der Schmelze abhängige Verhalten ist ebenfalls der Grund für die teils mangelnde Parallelität der Faserstränge. Grundsätzlich kann das

Umlenken der Fasern durch eine Schneidoperation vermieden werden, was jedoch aufgrund des dadurch unterbrochenen Kraftflusses nicht die präferierte Lösung ist.

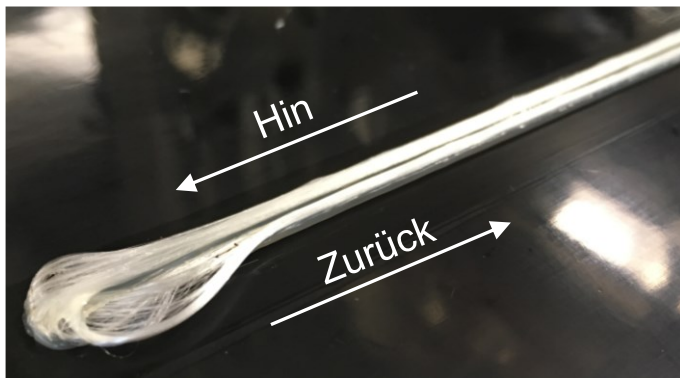


Abbildung XII-5-106: Geometrische Abweichung der Faserstränge aufgrund von Richtungskehr

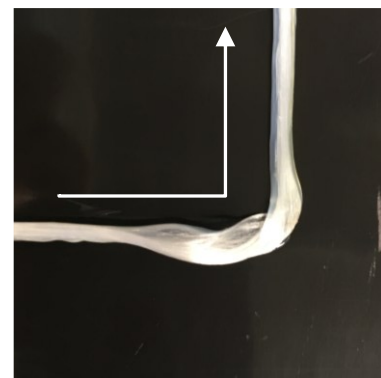


Abbildung XII-5-107: Umklappen der Fasern durch Richtungswechsel

Abhilfe schafft zum Beispiel eine verringerte Verarbeitungstemperatur in der Nähe der Schmelztemperatur, sodass die Matrix mitsamt den Fasern in kürzerer Zeit konsolidiert, was sich jedoch nachteilig auf die Imprägnierung und die interlaminaire Adhäsion auswirken kann. Außerdem besteht die Möglichkeit, den Fertigungsprozess generell zu verlangsamen, worunter die Wirtschaftlichkeit leidet oder eine aktive Kühlung einzusetzen, die zusätzliche Anlagenkomponenten erfordert. Eine weitere Variante ist die in dieser Umsetzung aufgezeigte Verwendung der Kombination aus der PA 6 Hybridgarnimprägnierung im Kern des Filaments und dem Umspritzen mit einer leichtflüssigeren PA 6.66 Matrix. Wird bei der Fertigung eine Verarbeitungstemperatur gewählt, die über der des PA 6.66 aber noch unterhalb der des PA 6 liegt, bleiben die Fasern in der höherviskosen PA 6 Schmelze quasi unbeweglich, während das niederviskosere PA 6.66 die Mesoporen auffüllen und zusammen mit dem Substrat eine hinreichend hohe Adhäsion erzeugen kann.

- Radiusabweichungen:

Bei Radien und Kreisbahnen, die im NC-Code durch G2- und G3-Wegbefehle definiert sind, entspricht die zurückzulegende Weglänge der Bogenlänge, weshalb die Spindeldrehzahl zur Erhaltung eines konstanten Extrusionsvolumenstromes entsprechend erhöht werden muss. Wird die Kreisbewegung durch lineare G1-Wegbefehle beziehungsweise durch hinreichend kurze Sekanten approximiert, kann dieselbe Spindeldrehzahl wie für die linearen Streckenabschnitte verwendet werden. Bei Kreisbahnen verschärft sich die im vorangegangenen Punkt beschriebene geometrische Abweichung der Fasern vom Werkzeugpfad.

- Ondulation:

Die Ondulation der Fasern kann durch experimentelle Optimierungen bewältigt werden, indem das proportionell einzustellende Gleichgewicht zwischen Spindeldrehzahl und der Fertigungsgeschwindigkeit so gewählt wird, dass einerseits Faserrisse verhindert werden und andererseits die Fasern auf Spannung gehalten werden, wodurch eine nichtlineare E-Modul Kennlinie vermieden wird. Auf diese Weise können nachträgliche Streckungseffekte bei Beanspruchung weitgehend vermieden werden.

- Verdrillte Fasern:

Wenn aufgrund des Herstellprozesses teils unvermeidbare Verdrillungen der Fasern erzeugt werden, die sich im Fertigungsprozess entspannen, führen diese zu einer geometrischen Längung der Faserstränge und damit zu einer nichtlinearen Kennlinie des E-Moduls. Ebenso kann durch Umklappvorgänge eine Verdrillung im Fertigungsprozess erzeugt werden, was durch Abbildung XII-5-107 veranschaulicht wird. Begünstigt werden diese Vorgänge durch die unterschiedlichen

mechanischen Zug- und Druckspannungszustände entlang des Pfades, die in Abbildung XII-2-23 beschrieben sind. Das Verdrillen der Fasern muss entweder vermieden oder konstant beibehalten werden, um Verkürzungen durch Verdrillen oder Streckungen infolge des Auflörens der Verdrillung zu vermeiden, wobei Zweiteres nur bedingt kontrollier- und beeinflussbar ist. Um die Verdrillung zu reduzieren, kann die Faserspule oder die Filamentspule bei der Herstellung drehbar gelagert werden, was jedoch den Ab- beziehungsweise Aufwickelprozess verkompliziert. Unter der Annahme, dass der Faservolumenanteil nicht verringert wird, was letztendlich auch zu einer Reduzierung dieses Defektes führen würde, aber im Sinne der Faserverstärkung nicht zielführend ist, kann anstatt einer einzigen breiteren Werkstoffbahn, bei der die Entfernung zur neutralen Faser verhältnismäßig groß ist, eine Vielzahl an schmalen, parallelen und im Faservolumenanteil identischen Bahnen extrudiert werden, wodurch letztlich dieselbe Geometrie mit lediglich verringerter Wirtschaftlichkeit entsteht. Der Kompromiss aus der reduzierten Wirtschaftlichkeit und der Elimination dieses Defektes durch die Approximation von geometrischen Einzelbahnen mit schmalen Werkstoffbahnen mithilfe eines geringeren Filamentdurchmessers muss von Fall zu Fall geprüft werden. Hierbei muss beachtet werden, dass die Untergrenze des Filamentdurchmessers bei gleichbleibend hohem Faservolumenanteil durch die Prozessfähigkeit in der Herstellung begrenzt wird, da diese wesentlich von der Art und Feinheit der Faserrovings abhängt.

- Porenbildung:

Der Porenvolumenanteil ist bei der Kurzfaserverstärkung generell höher als bei der Endlosfaserverstärkung. Dies liegt zum Einen an den fehlenden Flammenschutzmitteln in den vermessenen Prüfkörpern der Endlosfaserverstärkung und zum Anderen an den Kurzfasern selbst. Bereits die Filamente ohne eingearbeiteten Flammenschutz zeigen teilweise ab Werk erhöhte Porenvolumina. Qualitativ gesehen entsteht der Eindruck, dass das Volumen kurzfaserverstärkter Filamente aufgrund der Schwindung vor allem von Mikroporen gezeichnet ist, während der Einsatz der Endlosfaserverstärkung durch die größere Bahnbreite und -höhe selbst bei der bestmöglichen Packungsdichte eher zu Mesoporen führt.

- Faser-Pull Out und Delamination:

Eine mangelnde Faser-Matrix Adhäsion kann im Fertigungsprozess nicht direkt detektiert oder gemessen werden. Auch wenn die Faser-Matrix Adhäsion als Ursache für den Faser-Pull Out Effekt einer der maßgeblichsten Faktoren für eine maximal mögliche mechanische Leistungsfähigkeit darstellt [225], kann nur eine nachträgliche analytische Bewertung, wie zum Beispiel in Abbildung XII-5-97 oder Abbildung XII-5-101, einen Faser-Pull Out attestieren. Ebenso führt die Delamination von Einzelschichten aufgrund einer mangelnden Matrix-Matrix Haftung zu vorzeitigem mechanischem Versagen. Analog zu der Faser-Matrix Adhäsion kann dieser für die Leistungsfähigkeit des Laminates maßgebliche Einflussfaktor im Fertigungsprozess lediglich qualitativ erfasst werden. Für eine höchstmögliche mechanische Leistungsfähigkeit müssen Maßnahmen ergriffen werden, die sowohl die Faser-Matrix Adhäsion als auch die Matrix-Matrix Adhäsion maximieren. Dadurch, dass mit der Vorwärmung der Fasern, der PA-kompatiblen Schlichte der Fasern und dem niederviskosen Hybridgarn die Möglichkeiten zur Erhöhung der Faser-Matrix Adhäsion nahezu ausgeschöpft sind, wird in Kapitel 6 ergänzend die Verbesserung der Matrix-Matrix Adhäsion angestrebt. Zuerst wird jedoch anhand des Anwendungsfalls aus der Motivation gemäß Abbildung XII-1-2 ein Zwischenfazit zu den Verstärkungseffekten der verschiedenen Fasertypen und dem Flammenschutz gezogen.

5.4. Demonstratorfertigung

In diesem Kapitel wird aufgezeigt, wie die jeweiligen Ergebnisse aus den vorangegangenen Flammschutz- und Faserverstärkungsbetrachtungen für die Realisierung des in Abbildung XII-1-2 gezeigten Anwendungsfalls im Sinne eines Demonstrators genutzt werden. In Abbildung XII-5-108

ist das aus dem PA 6.66 FR Filament hergestellte Frontschürzenseitenteil im Maßstab 1:2 dargestellt, das in Granulatform unter anderem auch als Matrixwerkstoff für die Endlosfaserverstärkung dient. Der Werkstoff aus Abbildung XII-5-109 ist identisch mit dem Grundwerkstoff aus dem KF_E Filament, jedoch reduzieren entsprechende Additive die Rauchgasdichte. Die Demonstratoren werden in Anlehnung an die mittlere Darstellung aus Abbildung XII-4-57 jeweils gemäß dem Stand der Technik im 2,5-D Verfahren auf einem Ultimaker S5 hergestellt. Die Verstärkungswirkung erfolgt demnach ausschließlich intralaminar, wodurch der vornehmlich interlaminare Lastpfad entlang der biaxial gewölbten Freiformfläche an jeder einzelnen Ebene unterbrochen wird.



Abbildung XII-5-108: Frontschürzenseitenteil im Maßstab 1:2 aus PA 6.66 FR (titanium-grey)



Abbildung XII-5-109: Frontschürzenseitenteil im Maßstab 1:2 aus PA 6.66 FR low smoke (black)

Mithilfe der entwickelten Maschine, die mit ihrer 5-Achs Kinematik im Gegensatz zu den meisten konventionellen Maschinen auch dreidimensionale Freiformflächen bearbeiten kann, ist der interlaminare Krafffluss in Kombination mit der durchgängigen CAx-Prozesskette unterbrechungsfrei. Die Version des Frontschürzenseitenteils aus Abbildung XII-5-112 ergänzt die „low smoke“ Variante aus Abbildung XII-5-109 um eine 20-prozentige Kurzglasfaserverstärkung, wodurch es nahezu identisch mit dem KF_D Filament ist. Die verstärkte Version der Frontschürze ist auf Basis der übertragbaren Messungen aus Abbildung XII-5-66 der ursprünglichen Frontschürze aus dem Polyetherimid-Polycarbonat-Blend (PEI-PC) mit der Handelsbezeichnung Ultem 9085 (black) sowohl hinsichtlich mechanischen, flammenschutztechnischen als auch wirtschaftlichen Aspekten überlegen [78, 381]. Für die endlosfaserverstärkte Variante des Frontschürzenseitenteils mit nahezu unterbrechungsfreiem Krafffluss wird zuerst die Basis, auf die die Endlosfasern extrudiert werden, gefertigt. Anschließend wird die Basis an der entsprechenden Position auf dem Drehtisch platziert und aufgespannt. Bevor die Basis mit den Endlosfasern beschichtet wird, wird der Fertigungsprozess gemäß Abbildung XII-5-110 in der NX CAM-Umgebung zuerst als ISV-Simulation entsprechend Stufe 1 aus Abbildung XII-4-58 und anschließend analog mit Stufe 2 als Werkzeugpfadsimulation gemäß Abbildung XII-5-111 simuliert. Die Notwendigkeit der zusätzlichen Geometriefreiheit durch die Dreh- und Schwenkachsen wird vor allem in den gekrümmten Bahnpfaden deutlich, da ohne die lotrechte Führung des Düsenwerkzeuges auf der Bauteiloberfläche das Abscheren der schmelzeförmigen Matrix von den eingebetteten Endlosfasern begünstigt wird. Die virtuelle und digitale Absicherung des Fertigungsprozesses wird abschließend durch die eigens implementierte CSE-Simulation hinreichend komplettiert. Die dreidimensionalen Faserpfade sind in den Simulationen in der Farbe orange dargestellt und werden von der Maschine in mehreren 3-Achs Operationen, die mit einer übergeordneten „Merge“-Operation vereinigt werden, realisiert. Die Vereinigung der Einzeloperationen sorgt letztlich für kohärente und damit unterbrechungsfreie Werkzeugbahnen, wodurch auch die Übergänge zwischen den Einzeloperationen bestmöglich von der Pfadplanung berücksichtigt werden. Auf diese Weise

wird die dreidimensionale Freiformfläche ohne Kraftflussunterbrechung mit den Endlosfasern beschichtet.

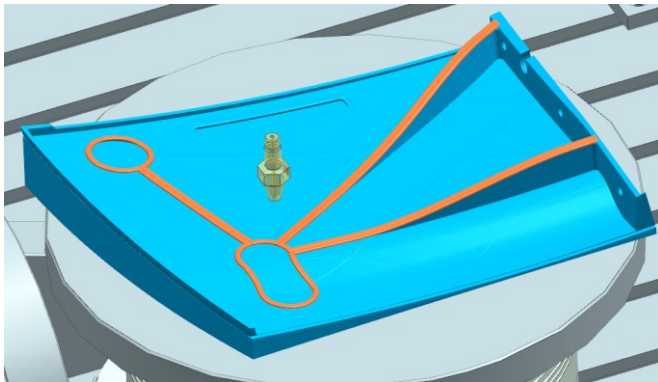


Abbildung XII-5-110: ISV-Simulation der 3-D EF-Materialextrusion in der NX CAM-Umgebung

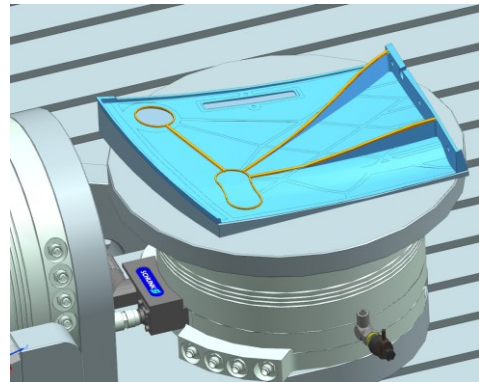


Abbildung XII-5-111: Pfadplanung der EF-Integration in der NX CAM-Umgebung

Gespiegelt am Stand der Technik wird mit diesem Demonstrator gezeigt, dass das speziell entwickelte und hergestellte Endlosfaserfilament in Kombination mit der aufgebauten 5-Achs Maschine aus Abbildung XII-5-113 und der digitalen Prozess- und Simulationskette optimal harmonisiert.



Abbildung XII-5-112: Frontschürzenseitenteil im Maßstab 1:2 aus PA 6.66 GF20 FR low smoke (black)

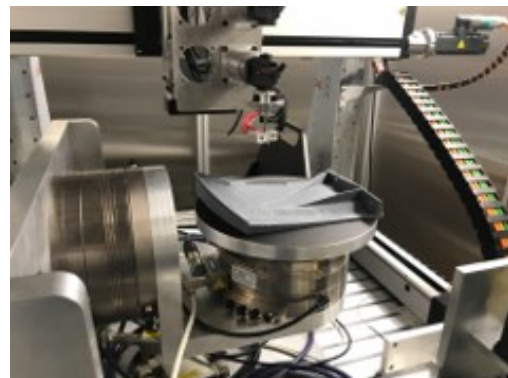


Abbildung XII-5-113: Frontschürzenseitenteil im Maßstab 1:2 aus PA 6.66 FR (titanium grey)

Bereits durch die Materialherstellung wird die Kompatibilität der zu verstärkenden Basis mit dem Matrixmaterial der Endlosfaserfilamente sichergestellt. Der Demonstrator durchläuft die durchgängige CAx-Prozesskette von der CAD Konstruktion über die Parametrierung der Prozessparameter und der multiaxialen Bahnplanung inklusive der Freiformflächen in der CAM-Umgebung bis hin zur Erstellung des NC-Codes mithilfe des programmierten Postprozessors und der abschließenden Simulation der Fertigungsdaten. Die Summe an Herausforderungen auf der Material-, Hardware- und Softwareebene führen zu einem hochintegrierten und komplexen Fertigungsprozess, der sich an den Grenzen der technischen Machbarkeit und Wirtschaftlichkeit bewegt. Nichtsdestotrotz kann anhand des Demonstrators gezeigt werden, dass das Material leistungsfähiger, die Maschine zuverlässiger und die CAx-Kette durchgängig gestaltet werden kann. Da die interlaminare Festigkeit nach wie vor durch die intralaminar wirkende Faserverstärkung unberührt bleibt, zeigt nachfolgendes Kapitel, wie auch die Matrix-Matrix Adhäsion verbessert wird.

6. Untersuchung der mittels lokaler Laservorwärmung verbesserten interlaminaren Adhäsion

Teile dieses Kapitels verwerten, ergänzen, aggregieren oder subsumieren (Mess-)Daten beziehungsweise Erkenntnisse von Mehl [359], Raths [336], Rosenow [360] und Kühn [361, 362]. Die theoretischen Möglichkeiten für eine Erhöhung der interlaminaren Adhäsion der Einzelschichten sind in Kapitel 2.3 thematisiert und werden am Ende des Kapitels am Beispiel der Bauraumheizung, die in der Voruntersuchung in Kapitel 3.3 beschrieben ist, der lokal begrenzten Laservorwärmung gegenübergestellt, die in diesem Kapitel vorgestellt wird. Die Extrusionseinheit mit Laserunterstützung besteht, wie in Kapitel 4.4 in Abbildung XII-4-45 und Abbildung XII-4-49 dargestellt, aus dem Kollimator sowie der Vorschub- und Plastifiziereinheit, die von der in Kapitel 4.3 vorgestellten Maschine gesteuert, positioniert und geregelt wird. Um die Werkstoffvielfalt des durchzuführenden DOE zu beschränken, wird anhand von vorgelagerten Messungen und Berechnungen die für eine Vorwärmung optimale Werkstofffarbe, die Art des Werkstoffes sowie der Einfluss der fertigungstypischen Oberflächenstruktur bestimmt. Nachdem geeignete Werkstoffe ausgewählt und mittels TGA und DSC charakterisiert sind, wird die Prüfkörpergeometrie und die Belichtungsstrategie definiert. Das resultierende Optimum eines zentral zusammengesetzten Versuchsplans wird mithilfe der Zugprüfung quantifiziert und auf die Versuchsanlage mit der Laserunterstützung transferiert und angepasst, wodurch fertigungs- und maschinenbedingte Einflüsse eliminiert werden. Das Optimum des DOE gemäß dem Stand der Technik wird auf der Versuchsanlage zuerst ohne und anschließend mit Laserunterstützung wiederholt. Die hierfür notwendige Bestimmung der Laserleistung wird durch Vorversuche bestimmt. Das sequenzielle Vorgehen ist in nachstehender Abbildung XII-6-114 beschrieben.

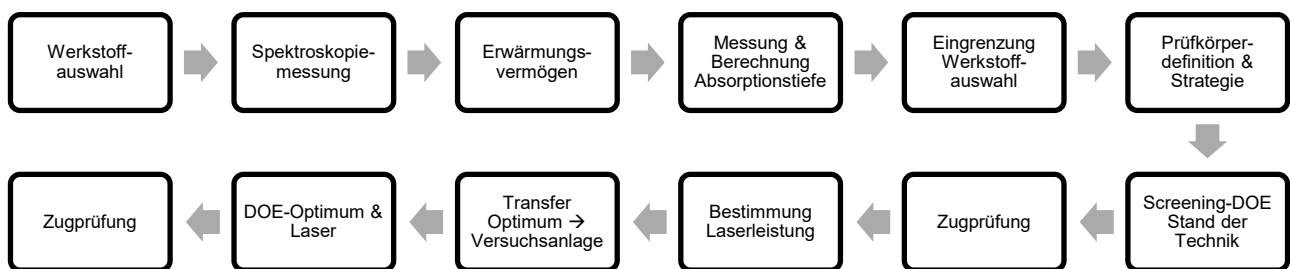


Abbildung XII-6-114: Vorgehen im Rahmen der Laservorwärmung

Der Zuwachs an Festigkeit durch die lasergestützte Fertigung mit der Versuchsanlage kann auf diese Weise eindeutig und direkt der Laservorwärmung zugeschrieben werden.

6.1. Initiale Werkstoffauswahl und Berechnung

In Tabelle XII-6-XVI sind ausgewählte Werkstoffe, deren prinzipielle Eignung in der Laservorwärmung evaluiert werden soll, aufgelistet. Die Werkstoffe unterscheiden sich maßgeblich in ihren Farbspektren, Füllstoffen, Additiven und in ihrer Kristallinität. Die Werkstoffe KF_A und KF_{A^*} sind bereits in Kapitel 5.1 im Rahmen der Kurzfaserverstärkung thematisiert und charakterisiert. Aufgrund dessen, dass es sich bei beiden Werkstoffen um Copolymere aus PA 6 und PA 6.6 handelt, sind keine unerwarteten Änderungen in der Kristallinität durch die Bestrahlung mit dem Laser zu erwarten. In Abbildung XII-6-115 sind die Ergebnisse der Erwärmungsversuche für die zwei Dioden- und Thulium-spezifischen Wellenlängen innerhalb der ABS Werkstoffgruppe KF_M in Abhängigkeit von der Fertigungstechnologie und der damit verbundenen Oberflächentextur bei einer konstanten Energiedichte von $0,51 \text{ J/mm}^2$ dargestellt. Der Unterschied im Erwärmungsvermögen aufgrund der unterschiedlichen durch die Art des Lasers bedingten Wellenlängen wird in dieser Darstellung deutlich.

Im Gegensatz zu der dominanten Wellenlängenabhängigkeit nimmt die durch die Fertigungstechnologie erzeugte MEX-typische Oberflächentextur in Form von geometrischen Formabweichungen zweiter und dritter Ordnung eine untergeordnete Rolle ein.

Tabelle XII-6-XVI: Abkürzungen der für die Laservorwärmung verwendeten Halbzeuge

Abkürzung	Werkstoff	Hersteller	Produktname
KF _A [340]	PA 6.66 CF10	DSM	Novamid ID1030CF10
KF _{A*} [350]	PA 6.66	DSM	Novamid ID1030
KF _J [348]	PA 6	DSM	Novamid ID1070
KF _K	PA 12	Nicht bekannt (RS pro)	RS PRO Nylon schwarz
KF _L	PA 12 + CF	Stratasys	FDM Nylon 12CF
KF _M	ABS (farbig)	Nicht bekannt (Renkforce)	ABS renkforce pro
KF _N [382]	ABS (schwarz)	BASF	Innofil3D ABS Fusion+
KF _O	PEEK	Ensinger	VICTREX

Das Erwärmungsvermögen korreliert im Allgemeinen erwartungsgemäß mit den Absorptionsraten aus Abbildung XII-4-50, die ergänzend über dem jeweiligen Balken als Zahlenwert in Prozent dargestellt sind.

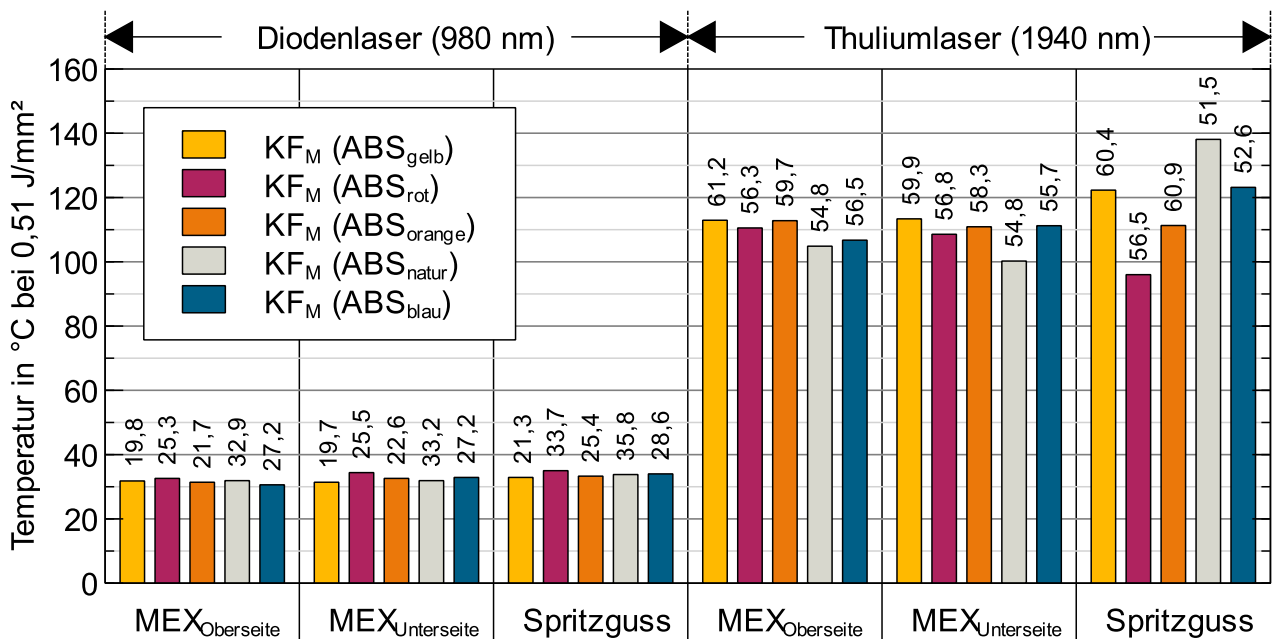


Abbildung XII-6-115: Erwärmungsvermögen eingefärbter Prüfkörper nach [359, 362]

Am Beispiel der mittels Thuliumlaser-emittierten Strahlung mit einer konstanten Energiedichte von 0,51 J/mm² erreichen blau eingefärbte ABS-Spritzgussprüfkörper mit lediglich 52,6 % Absorption annähernd die gleiche Temperatur wie gelbe ABS-Spritzgussprüfkörper mit einer Absorption von 60,4 %. Bei schwärzlich eingefärbten und teilkristallinen Substratwerkstoffen kann bei einer konstanten Leistungsdichte von lediglich 0,04 J/mm² mit Ausnahme des teilkristallinen PEEKs kein systematischer und signifikanter Unterschied im Erwärmungsvermögen von Thulium- oder Diodenlaser-induzierter Strahlung festgestellt werden, wie folgende Abbildung XII-6-116 aufzeigt. Das schwarz eingefärbte, amorphe ABS wird von dem Diodenlaser unabhängig von der Fertigungstechnologie

besser als die teilkristallinen Prüfkörper erwärmt. Von der Oberflächenstruktur abhängige, signifikante Unterschiede im Absorptionsvermögen können ausschließlich beim reinen PA 6 (KF_J) im MEX-Prozess identifiziert werden.

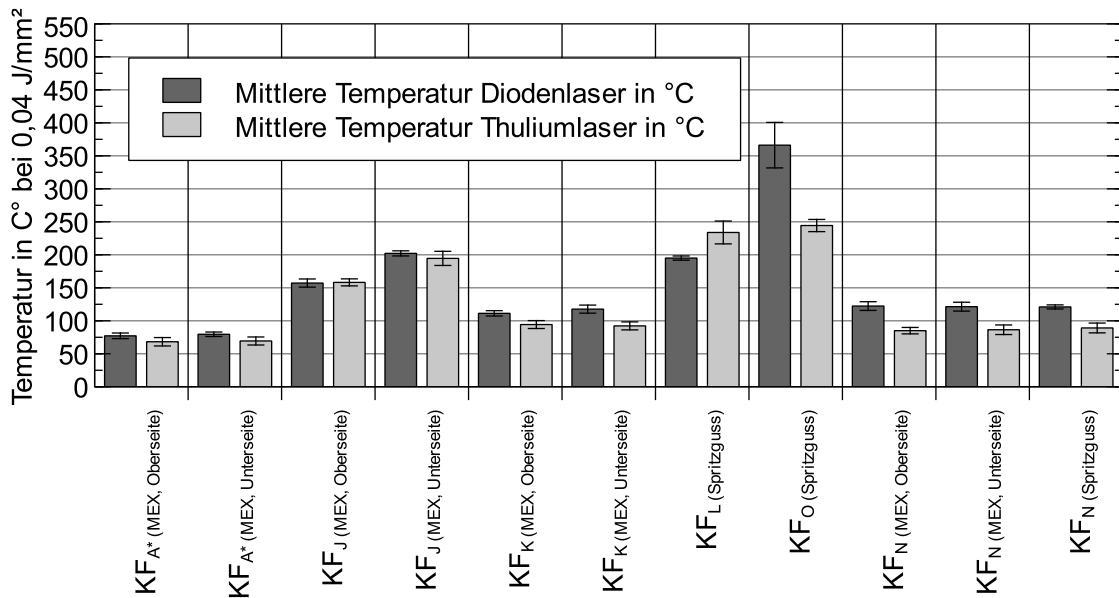


Abbildung XII-6-116: Erwärmungsvermögen schwarzer Prüfkörper nach [359, 362]

Dies kann auch darauf zurückgeführt werden, dass im MEX-Verfahren die in Z-Richtung weiter oben liegenden Schichten aufgrund der höheren Wärmekapazität und der langsameren Abkühlung grundsätzlich eine höhere Kristallinität als die Schichten der unteren Ebenen aufweisen, die meist auf einem kälteren, glatten Substratmaterial beziehungsweise einer Bauplatzform konsolidieren. Die Kristallinität, die laut Roesner et al. [383, S. 30] zur einer Strangaufweitung des Laserstrahls und damit zu einer verringerten Energiedichte führt, wird in der Unterseite durch den höheren Abkühlgradienten und der damit einhergehenden amorphen Molekülstruktur herabgesetzt. Die Oberflächen der spritzgegossenen Proben sind glatt und homogen, weshalb bezüglich der Oberflächenrauheit zwischen Ober- und Unterseite und damit auch im Reflexions- beziehungsweise Absorptionsvermögen keine Unterscheidung getroffen wird. Da der hochenergetische Laserstrahl zur Vorwärmung möglichst oberflächennah in einer einzigen Schicht absorbiert werden soll, muss die minimal zu extrudierende Schichtdicke anhand der Eindringtiefe in die Substratoberfläche bestimmt werden. Die maximale Eindringtiefe ist definiert als die Länge der im Substrat zurückgelegten Strecke, ab der keine zusätzliche Absorption mehr gemessen werden kann. Die Eindringtiefe der Laserstrahlung in das bereits erkaltete Substrat kann mithilfe der Transmissionsmessungen von Raths [336] in Kombination mit den Spektroskopiemessungen von Mehl [359], Kühn et al. [362] und der Interpolation mit dem Bouguer-Lambert-Beer'schen Gesetz nach

$$\log(I_0/I_1) = A = abc \quad (I_0 \geq I)$$

Formel (6-a) aus [17, S. 563]

sowohl für spritzgegossene als auch gedruckte Prüfkörper in Abhängigkeit von ihren Farbspektren ermittelt werden. Auch wenn das Beer'sche Gesetz nach Mayerhöfer et al. [384] vornehmlich für niedrig konzentrierte Lösungen gültig ist, können in Bezug auf Festkörper hinreichend gute Näherungen für die Praxis getroffen werden. Die Extinktion beziehungsweise die Absorbanz A des Materials für die wellenlängenspezifische Strahlung berechnet sich aus dem dekadischen Logarithmus des Quotienten aus der Intensität der einfallenden Strahlung I_0 und der Intensität der transmittierten Strahlung I_1 . Sofern die einfallende Intensität I_0 sowie die Prüfkörperdicke b bekannt sind, muss für die Bestimmung des Koeffizienten α' lediglich die Intensität I_1 der transmittierten Strahlung

gemessen werden. Der Koeffizient α' ist das Produkt aus dem dekadischen Extinktionskoeffizienten beziehungsweise dem Absorptionskoeffizienten α und der Stoffmengenkonzentration c der absorbierenden Substanz in der Flüssigkeit. Mit den Spektroskopiewerten aus Abbildung XII-4-50 beziehungsweise Abbildung XII-6-115 und entsprechenden Transmissionsmessungen wird unter Anwendung der Formel (2-h) und der um die Reflexion korrigierten Anfangsintensität die Absorption berechnet und gemäß Abbildung XII-6-117 dargestellt.

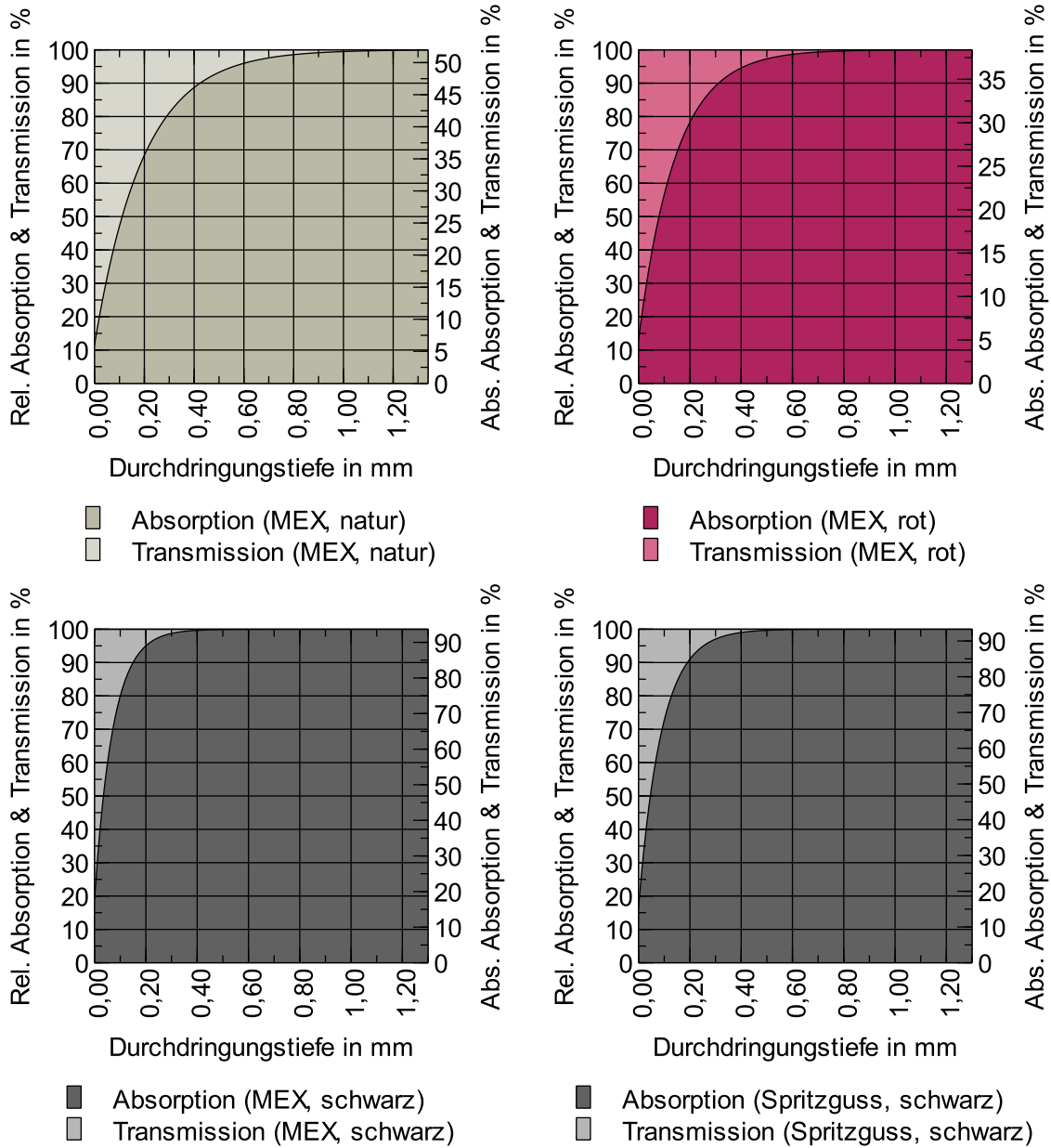


Abbildung XII-6-117: Berechnete Durchdringungstiefe des Laserstrahls

Für die Transmissionsmessung werden die roten, schwarzen und opaken ABS-Prüfkörper mit einem Mikrotom in 0,02 mm (rot: 0,01 mm), 0,04 mm, 0,06 mm, 0,10 mm und 0,20 mm dicke Scheiben geschnitten und mit dem Transmissionsmessgerät „TMG-2“ der Firma LPKF im 850 nm Spektrum analysiert. Pro Prüfkörperdicke werden drei Messungen durchgeführt, die anschließend gemittelt werden. Mithilfe der gemessenen Transmissionswerte kann der mittlere Absorptionskoeffizient α' bestimmt werden. Durch die Umstellung der Formel (6-a) nach I_1 können die Transmissionswerte auch für die übrigen Schichtdicken berechnet werden.

$$I_1 = I_0 \cdot 10^{-(\alpha' \cdot \log(e) \cdot b \cdot c)} = I_0 \cdot e^{-abc}$$

$$I_1 = I_0 \cdot e^{-\alpha' b}$$

Formel (6-b) = Formel (6-a), freigestellt nach I_1

Die einfallende Strahlungsintensität I_0 berechnet sich aus der emittierten Strahlung, abzüglich der an der Prüfkörperoberfläche reflektierten Strahlung.

$$b = -(\log(I_1/I_0)/(\alpha' \cdot c \cdot \log(e)))$$

$$b = -(\log(I_1/I_0)/(\alpha' \cdot \log(e)))$$

Formel (6-c) = Formel (6-b), freigestellt nach b

$$\alpha = -(\log(I_1/I_0)/(b \cdot c \cdot \log(e)))$$

$$\alpha' = -(\log(I_1/I_0)/(b \cdot \log(e)))$$

Formel (6-d) = Formel (6-b), freigestellt nach α

Das wellenlängen- und temperaturabhängige Reflexionsvermögen von additiv gefertigten Prüfkörpern beträgt bei dieser Wellenlänge für die Farbe Rot 61,6 %, für opake Farben 48,0 % und für schwarze Farben 6,4 % (MEX) beziehungsweise 6,7 % (Spritzguss). Die für eine Vorwärmung optimale Werkstofffarbe und Schichtdicke kann anhand dieser Messungen und Berechnungen hinreichend genau festgesetzt werden. Die linke Ordinate beschreibt das relative Verhältnis von Absorption und Transmission nach eliminierter Reflexion (I_0) und demnach den für die Vorwärmung relevanten Energieanteil. Auf der rechten Ordinate wird abgelesen, wieviel Prozent der Strahlungsenergie bezogen auf die emittierte Gesamtstrahlung für die Absorption und Transmission zur Verfügung steht ($I_0 + R$). Vor allem bei schwarz eingefärbten Werkstoffen ist auffällig, dass 90–95 % der für die Absorption und Transmission zur Verfügung stehenden Energie innerhalb der ersten 0,2 mm absorbiert wird. Bei den anderen Farbspektren wird ersichtlich, dass der Reflexionsgrad grundsätzlich höher liegt und der überwiegende Anteil der zur Verfügung stehenden Energie ebenfalls innerhalb der ersten 0,2 mm absorbiert wird, weshalb die minimale Schichtdicke als relevanter Fertigungsparameter für die Laservorwärmung auf $> 0,1$ mm festgesetzt wird. Allerdings wird anhand der Abbildung XII-6-117 auch deutlich, dass die Strahlung in den opaken Proben im Vergleich zu den schwarzen Werkstoffen bis zur Erreichung des maximalen Absorptionsvermögens die dreifache Strecke im Prüfkörper zurücklegt, was für eine oberflächennahe Erwärmung nachteilig ist. Dadurch, dass für die Verbesserung der interlaminaren Festigkeit vor allem eine möglichst hohe und oberflächennahe Erwärmung des Substrates erforderlich ist und demzufolge möglichst geringe Transmissions- und Reflexionsanteile, werden in den Versuchsreihen dunkelfarbige Werkstoffe gemäß Tabelle XII-6-XVII eingesetzt. Auf Basis der Messungen und Berechnungen werden für die Versuchsdurchführung die schwarzen Werkstoffe KF_A , KF_{A^*} , KF_J und KF_N aus Tabelle XII-6-XVI ausgewählt.

Tabelle XII-6-XVII: Zusammengefasste Ergebnisse der TGA und DSC

Werkstoff	Füllstoff	Restmasse ψ' (TGA) [%]	Glasübergang [°C]	T_{DSC} 2. Zyklus [°C]
KF_A	CF	10,23	71	197
KF_{A^*}	-	0,27	49	197
KF_J	-	0,26	47	217
KF_N	-	1,56	88	-
Identische Messbedingungen wie Tabelle XII-5-IV und Tabelle XII-5-V				

Die DSC und TGA Messungen der jeweiligen Werkstoffe sind in Kapitel XIV.2 im Anhang enthalten. Mithilfe dieser ausgewählten Werkstoffe kann der Einfluss der Laservorwärmung in Abhängigkeit

von der Kristallinität und der Kurzfaserverstärkung in Bezug auf die interlaminaren mechanischen Eigenschaften bestmöglich untersucht werden. Weiterhin werden nach der Festlegung der Prüfkörpergeometrie, dem Screening und der Versuchsdurchführung die Bruchbilder der Zugversuche lichtmikroskopisch untersucht, um Rückschlüsse und Korrelationen auf die Auswirkung der Laservorwärmung auf die interlaminare Festigkeit zu ziehen.

6.2. Prüfkörpergeometrie und Belichtungsstrategie

Die ausgewählten Werkstoffe werden in einem Design of Experiment (DOE) ohne Laserunterstützung (Abbildung XII-6-120) und mit Laserunterstützung (Abbildung XII-6-121) gemäß Abbildung XII-6-118 zu Zugprüfkörpern des Typs 1BA nach DIN EN ISO 527-2 verarbeitet und mechanisch geprüft. Statt einzelner Prüfkörper wird ein einzelner Quader gefertigt, der anschließend unter dem Einsatz einer Sprühnebelkühlung auf die tatsächliche Prüfkörperdimension zugesägt wird.

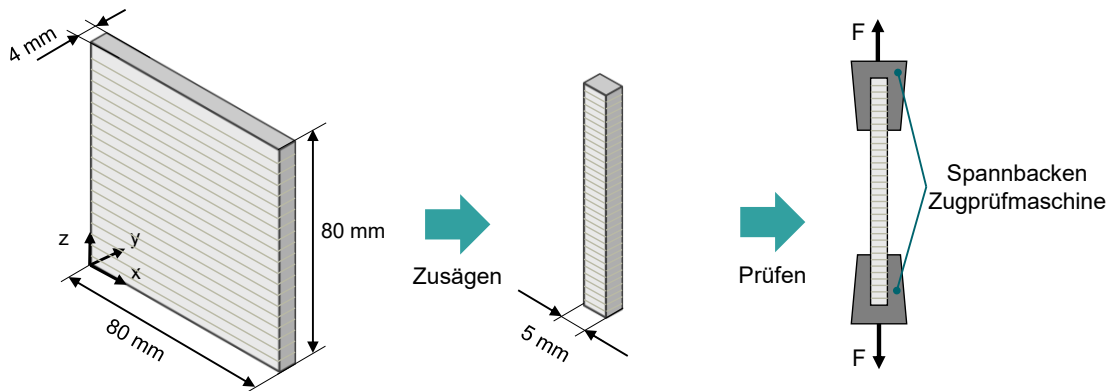


Abbildung XII-6-118: Prüfkörpergeometrie für die Messung der interlaminaren Festigkeit nach [360]

Dadurch unterliegen alle Prüfkörper denselben Prozess- und Fertigungsbedingungen. Der Aufbau der Prüfkörper unter Einsatz der Laservorwärmung folgt einer festgelegten Zickzack Belichtungsstrategie gemäß nachfolgender Abbildung XII-6-119, die auch auf der Referenzmaschine ohne Laserunterstützung adäquat reproduziert werden kann.

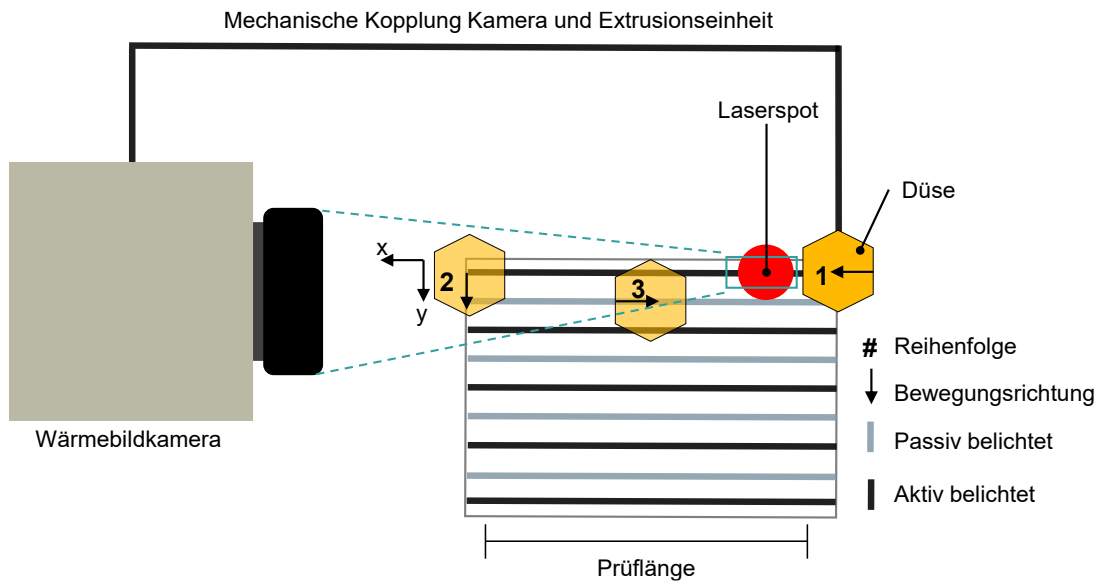


Abbildung XII-6-119: Belichtungsstrategie für die Vorwärmung nach [360]

Die Düse wird, ausgehend von Position 1, unter Einsatz des Lasers in positive X-Richtung auf die Position 2 bewegt. Anschließend wird der Laser ausgeschaltet und die Düse verfährt um ein

positives Y-Inkrement, gefolgt von einem negativen X-Inkrement zurück auf ihre initiale X-Position. Dieses Procedere wiederholt sich bis zum Erreichen der gewünschten Prüfkörperdicke und -höhe. Die Oberflächentemperatur des Materials wird mit einer zuvor kalibrierten Wärmebildkamera erfasst. Die resultierende Temperatur der WEZ wird gemittelt und aufgezeichnet. Die WEZ soll so nah wie möglich an der Düsenspitze erzeugt werden, um den geometrischen Abstand und damit auch den Temperaturgradienten so gering wie möglich zu halten, weshalb der Strahl aus dem Kollimator in einem definierten Winkel auf die Substratoberfläche trifft.

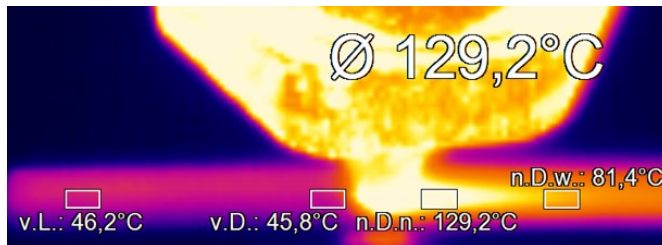


Abbildung XII-6-120: Ohne Laserunterstützung

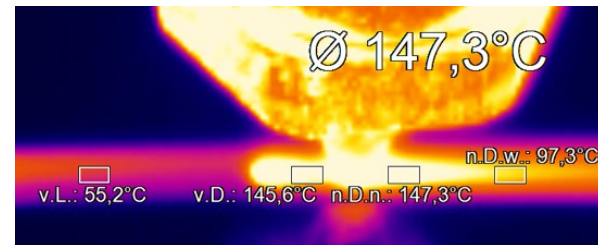


Abbildung XII-6-121: Mit Laserunterstützung

Nach der Definition der Geometrie und der Belichtungsstrategie wird ein Screening durchgeführt, um die Prozessparameter des für die interlaminare Adhäsion optimalen Referenzprozesses gemäß dem Stand der Technik zu ermitteln.

6.3. Screening und Versuchsdurchführung

Um das Ausmaß der durch die Laservorwärmung verursachten Festigkeitssteigerung zu quantifizieren, müssen zuerst die MEX-Prozess-spezifischen Einflüsse ermittelt werden. Für die Werkstoffe KF_A und KF_N werden zentral zusammengesetzte Versuchspläne verwendet, wogegen bei den KF_{A^*} und dem KF_J Werkstoffen definitive Screening Versuchspläne angewendet werden. Die linearen Modelle berücksichtigen in beiden Varianten keine Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Faktoren. Die dem DOE zugrunde liegenden Prüfpläne sind in Tabelle XIV-1-X–Tabelle XIV-1-XIII einsehbar. Das Ergebnis dieses vorgelagerten Screenings ist ein werkstoffabhängiger, für die Z-dimensionale Festigkeit optimierter Parameterdatensatz und ein Pareto-Diagramm der standardisierten Effekte, wodurch die maßgeblichen, die interlaminare Festigkeit bestimmenden Fertigungsparameter extrahiert werden können. Anhand der in Tabelle XIV-1-V zusammengefassten, standardisierten Effekte wird die Düsentemperatur als Haupteffekt für die Zugfestigkeit identifiziert, womit die Hypothese gestützt wird, dass eine erhöhte Temperatur in der Fügezone, die in diesem Fall passiv durch eine heißere Extrusionstemperatur erzeugt wird, unabhängig vom eingesetzten Werkstoff förderlich für die interlaminare Adhäsion ist. Die für die Festigkeit in Z-Richtung relevanten Fertigungsparameter sind im Allgemeinen vom Werkstoff, der Düsentemperatur, der Druckgeschwindigkeit, der Schichthöhe, der Filamenttemperatur, der Druckstrategie sowie dem Flussfaktor als Verhältnis von Materialvolumen pro Zeit abhängig. Der optimale Parametersatz aus dem Screening wird für jeden Werkstoff aus Tabelle XII-6-XVI auf die Versuchsanlage übertragen, angepasst und repliziert, um maschinenspezifische Einflüsse zu eliminieren. Vor allem der Flussfaktor muss durch zusätzliche Messungen auf die getriebespezifische Übersetzung der Versuchsanlage angepasst werden, weshalb die Drehzahlen in den Versuchsplänen trotz gleichem Werkstofffluss bei beiden Maschinen unterschiedlich sind. Die Laserunterstützung wird auf Basis der zuvor ermittelten, werkstoffabhängigen Leistungsstufen aus Tabelle XIV-1-VI–Tabelle XIV-1-IX aktiviert, wodurch die Festigkeitssteigerung eindeutig auf den Effekt der Vorwärmung zurückführbar ist. Die Screeningergebnisse der Zugprüfung werden zusammen mit den Resultaten aus der Laservorwärmung nachfolgend erläutert. Eine kohärentere Diskussion der Ergebnisse erfolgt in Kapitel 8.2.

6.4. Ergebnis der mechanischen Zugprüfung

Die dem DOE zugrunde liegenden Versuchspläne können dem Anhang aus Tabelle XIV-1-X–Tabelle XIV-1-XIII entnommen werden. Die Ergebnisse der Zugprüfung für den Werkstoff KF_A sind in Abbildung XII-6-122 aggregiert.

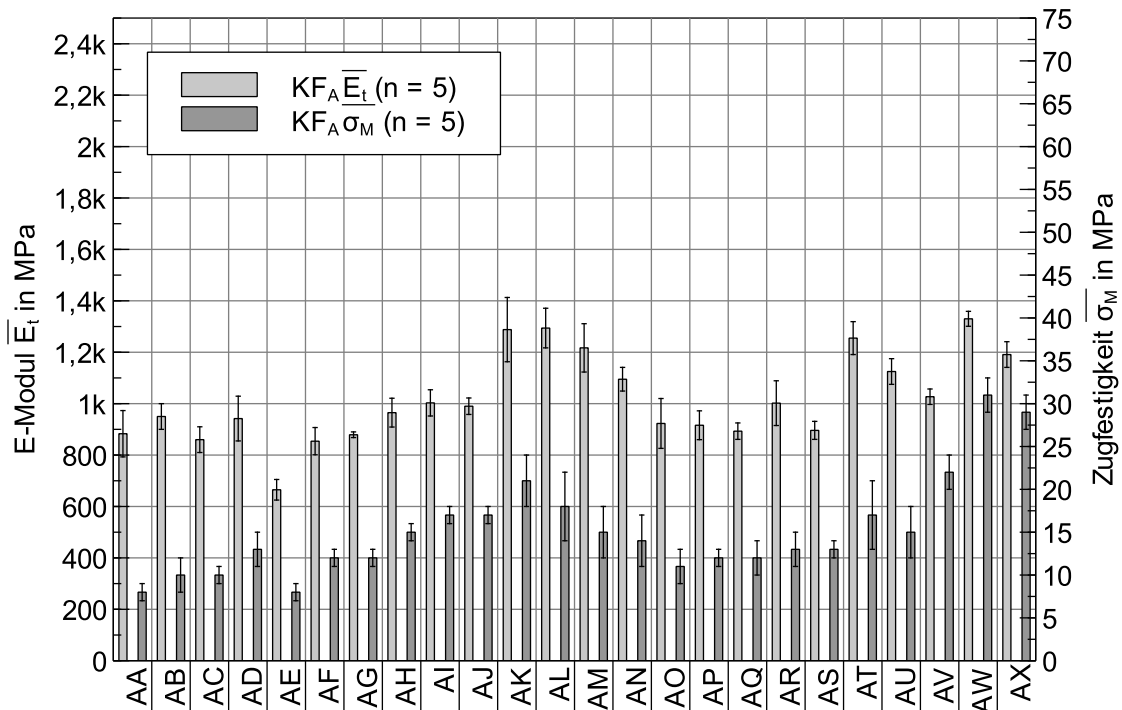


Abbildung XII-6-122: Zugprüfung des DOE für den Werkstoff KF_A nach Tabelle XIV-1-X (trocken)

Gemäß dem Stand der Technik liegt die gemittelte, minimal gemessene Zugfestigkeit des PA 6.66 CF10 (KF_A) Werkstoffes für den Datensatz AE bei ~ 8 MPa und die mittlere, maximal gemessene Zugfestigkeit für den Datensatz AK bei ~ 21 MPa. Unter dem Aspekt, dass gemäß der durchgeführten Sichtkontrolle bei diesen zwei Parametersätzen rein qualitativ kein Unterschied zwischen den Prüfkörpern ersichtlich ist und die Ursache dieser Festigkeitsdifferenz hauptsächlich der variierten Schichthöhe zugeschrieben werden kann, ist die Spannweite der Festigkeitswerte durchaus beachtenswert. Die eingearbeiteten Kohlenstofffasern mit ihrer Länge von ca. 200–300 μm verstärken werkstoffseitig die bereits durch die additive Fertigungsweise erzeugte Anisotropie und verringern durch ihre rissinitiierende sowie Matrix-Matrix Bindung vermindernde Wirkung grundsätzlich eine homogene Adhäsion der Einzelschichten. Der Parametersatz AK wird mit einer heißeren Verarbeitungstemperatur von 280 °C auf die Versuchsanlage in den Parametersatz AV übertragen und wiederholt. Die gemessene Festigkeit stimmt mit ~ 22 MPa hinreichend genau mit dem Parametersatz AK überein. Für den Parametersatz AW wird die Laservorwärmung mit 8 W Leistung eingesetzt, wodurch ein mittleres Festigkeitsmaximum von ~ 31 MPa gemessen wird. Gegenüber dem Parametersatz AX mit 5 W Laserleistung erhöht sich die Festigkeit um lediglich 6 %, obwohl die Laserleistung um 60 % erhöht wird, was auf eine Stagnation der Festigkeitswerte und damit auf ein erschöpftes Steigerungspotenzial schließen lässt. Durch die Laservorwärmung kann die Festigkeit gegenüber dem Festigkeitsmaximum aus dem Stand der Technik (AK) um 49 % gesteigert und die Anisotropie damit generell relativiert werden. Die maximale Zugfestigkeit aus dem Stand der Technik liegt, gemessen an unverstärktem spritzgegossenem PA 6.66 (KF_{A^+}) mit einer Streckspannung von 71,5 MPa, aufgrund der intralaminaren Kurzfaserverstärkung bei 29 % und kann durch die Laservorwärmung auf 43 % gesteigert werden [350]. Das mittlere Festigkeitsminimum des unverstärkten

PA 6.66 (KF_{A^*}) liegt gemäß dem Stand der Technik beim BD-Parametersatz bei ~ 9 MPa vor und kursiert damit in der Größenordnung seines verstärkten Äquivalentwerkstoffes, was durch die dargestellten Ergebnisse aus Abbildung XII-6-123 belegt wird.

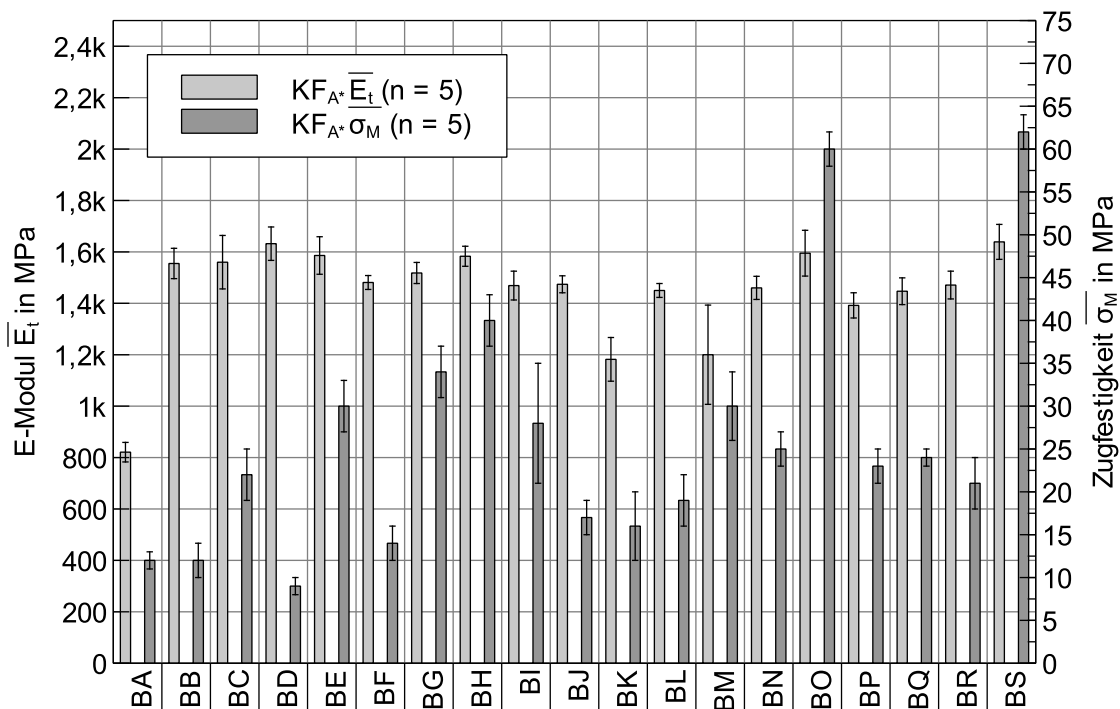


Abbildung XII-6-123: Zugprüfung des DOE für den Werkstoff KF_{A^*} nach Tabelle XIV-1-XI (trocken)

Das mittlere Festigkeitsmaximum wird mit ~ 40 MPa für den BH-Datensatz gemessen, was impliziert, dass die im Stand der Technik erreichbare Zugfestigkeit bei identischem Materialsystem um 44 % niedriger als der Vergleichswert aus dem Spritzguss (71,5 MPa) liegt [350]. Der optimale Datensatz BH wird ohne Laserunterstützung auf der Versuchsanlage reproduziert und erreicht dort lediglich ~ 21 MPa, was darauf hindeutet, dass die maschinenabhängigen Parameter nicht optimal eingestellt sind, da der Werkstoff gemäß dem Stand der Technik eine bereits nachgewiesene Festigkeit von bis zu 40 MPa aufweist. Das lasergestützte Verfahren erreicht mittlere Festigkeiten von bis zu ~ 62 MPa und liegt damit nur noch 13 % unter dem Vergleichswert aus dem Spritzguss [350]. Durch den Einsatz der Laservorwärmung kann die Festigkeit bezogen auf die Spritzgusswerte ausgehend vom Stand der Technik mit 56 % um + 31 % auf insgesamt 87 % gesteigert werden.

Das eingesetzte ABS (KF_N) hat in Z-Richtung laut Hersteller eine Festigkeit von $6,3 \pm 0,7$ MPa [382], was in etwa der im Parametersatz CF gemessenen, minimalen Zugfestigkeit in Höhe von 6,6 MPa entspricht. Durch die entsprechenden Fertigungsparameter des CZ-Parametersatzes kann diese bis auf 19,7 MPa erhöht werden. Bei dem ABS kann mit dem Parametersatz CY trotz der Laservorwärmung lediglich eine Zugfestigkeit von 17,5 MPa erzielt werden, was darauf schließen lässt, dass aufgrund der amorphen Struktur des ABS entweder keine signifikante Festigkeitssteigerung realisiert werden kann oder das Festigkeitspotenzial bereits erschöpft ist. Da der Hersteller die intralaminare Festigkeit in X-/Y-Richtung mit $18,9 \pm 0,5$ angibt [382], kann davon ausgegangen werden, dass eine maßgebliche Steigerung über diesen Wert hinaus nicht möglich ist, weshalb auch der Einsatz des Lasers keinen Mehrwert bieten kann. Das geringere Potenzial der amorphen Werkstoffe bekräftigt den Einsatz der teilkristallinen Polyamide. Die Ergebnisse der Zugprüfung sind in Abbildung XII-6-124 zusammengefasst.

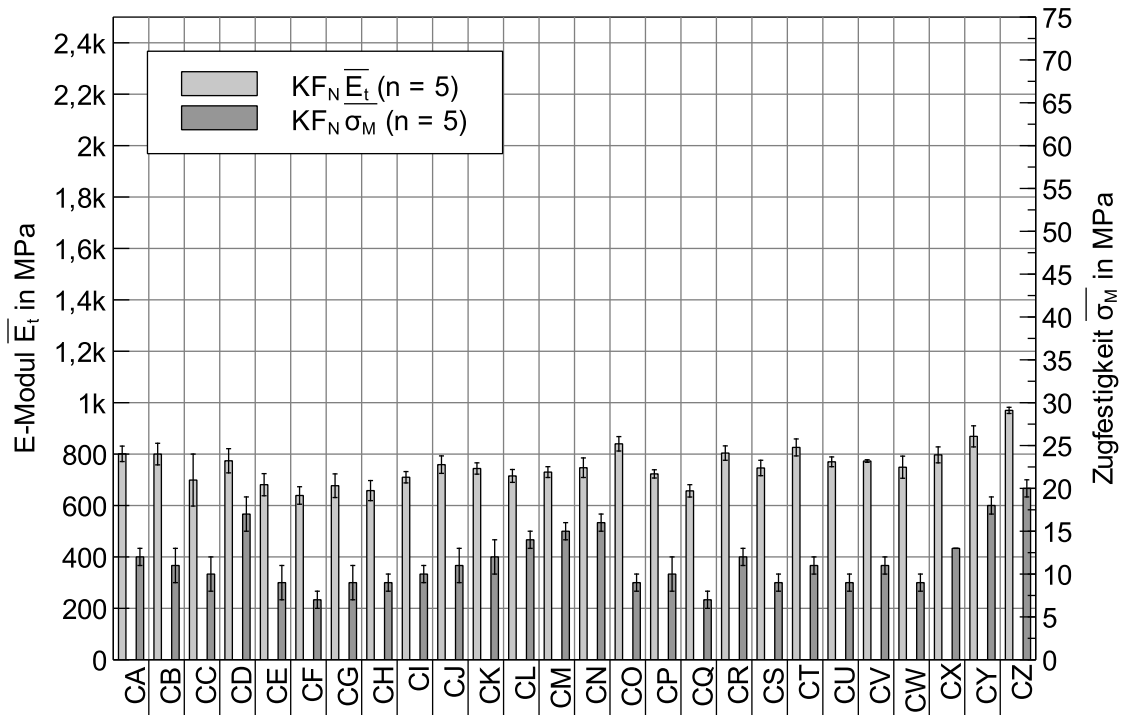


Abbildung XII-6-124: Zugprüfung des DOE für den Werkstoff KF_N Tabelle XIV-1-XII (trocken)

Das unverstärkte PA 6 (KF_J) verhält sich mit Verweis auf Abbildung XII-6-125 grundsätzlich ähnlich wie das unverstärkte PA 6.66, auch wenn die mechanischen Kenndaten grundsätzlich höher liegen [348].

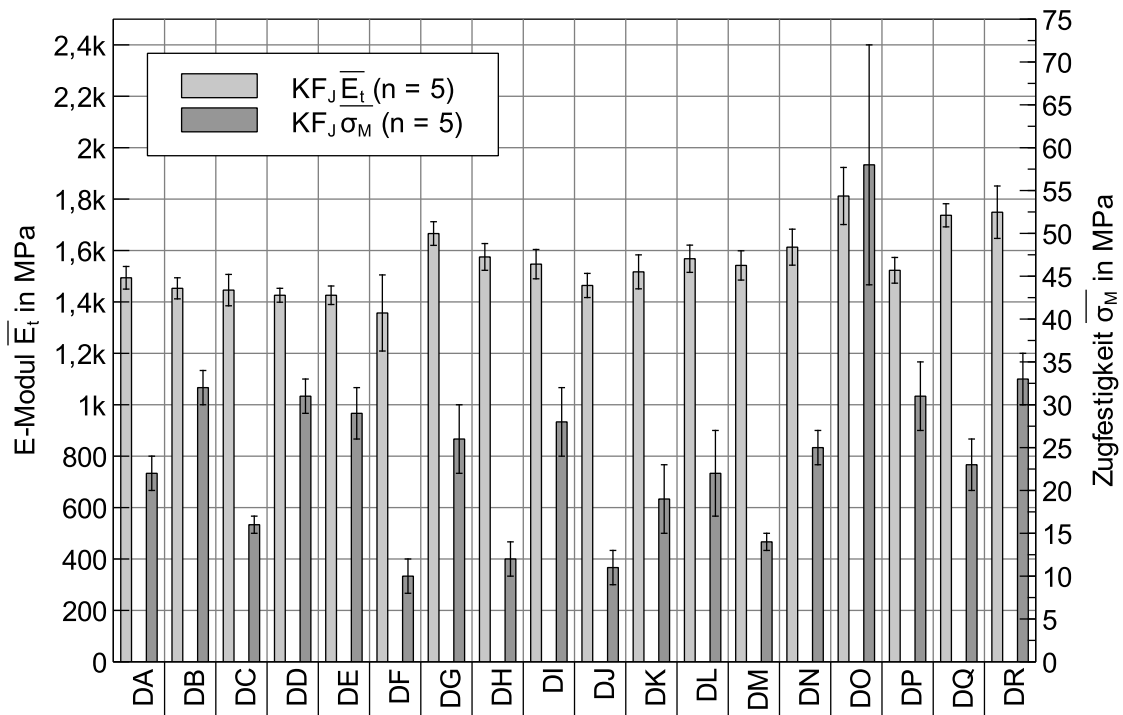


Abbildung XII-6-125: Zugprüfung des DOE für den Werkstoff KF_J Tabelle XIV-1-XIII (trocken)

Gemäß dem Stand der Technik liegt die minimale, gemessene Festigkeit beim Parametersatz DF bei ~ 10 MPa und kann durch optimierte Parameter im DB Parametersatz auf maximal ~ 32 MPa gesteigert werden. Die Referenz vom Spritzguss ist mit 77 MPa angegeben, was bedeutet, dass im

Stand der Technik selbst die optimierten Parametersätze zu lediglich 42 % der maximal möglichen Festigkeit führen. Der Referenzprozess mit den optimalen Parameterdaten führt auf der Versuchsanlage zu 23 MPa (DQ), was ähnlich wie beim KF_{A^*} Werkstoff bedeutet, dass die maschinenabhängigen Parameter noch Optimierungspotenzial aufweisen. Durch die Laservorwärmung mit 10 W Laserleistung im DO Parametersatz kann die Festigkeit auf maximal 58 MPa deutlich gesteigert werden. Gemessen am Stand der Technik führt die Laservorwärmung zu einer Festigkeitserhöhung von 79 %. Absolut gesehen wird die Festigkeit, gemessen am Spritzguss als Referenzprozess, durch den lasergestützten Prozess, ausgehend von 42 % im Stand der Technik um + 33 % auf insgesamt 75 % gesteigert. Auffällig ist in dieser Versuchsreihe, dass ein Prozess mit 8 W oder 9 W Laserunterstützung keinen beziehungsweise kaum einen messbaren Zuwachs an Festigkeit bewirken kann. Außerdem kann die Standardabweichung der DO Versuchsreihe aufgrund von Meso- und Mikroporen als vergleichsweise hoch angesehen werden. Die zusammenfassende Diskussion der Ergebnisse und der Vergleich mit den Resultaten der Bauraumheizung erfolgt in Kapitel 8.2.

6.5. Optische Lichtbildmikroskopie

Die in Abbildung XII-6-126 dargestellte, repräsentative, mikroskopische Auswertung der einzelnen Schichten normal zur Z-Richtung verdeutlicht die Wirkung der mittels Laserstrahlung induzierten WEZ und die maßgeblich verbesserten mechanischen Eigenschaften. Durch die energiereiche Laservorwärmung wird der Temperaturgradient zwischen dem Substrat und der Düsen- bzw. Verarbeitungstemperatur ausgehend von 143,3 K auf 2,0 K minimiert, wodurch eine homogene Schmelz- und Wärmeeinflusszone entsteht, in der das Extrudat zusammen mit dem Substrat optimal aufschmelzen und (re-)kristallisieren kann. Die Wärmekamerabilder sowie die entsprechenden mikroskopischen Aufnahmen zeigen den Effekt der Laservorwärmung, der in den mechanischen Prüfungen aus Kapitel 6.4 nachgewiesen wird. In Ergänzung zu den in Abbildung XII-6-126 dargestellten Mikroskopieaufnahmen sind im Anhang in Tabelle XIV-1-XIV bis Tabelle XIV-1-XVII beziehungsweise in Abbildung XIV-1-9 bis Abbildung XIV-1-24 für jeden Werkstoff zusätzliche mikroskopische Aufnahmen hinterlegt, die den positiven Einfluss der Laservorwärmung bestärken. Die Bilder sind kontrastreich und schwarz-weiß eingefärbt, um den Grad der Adhäsion hervorzuheben. Weiße Bereiche sind vorwiegend von höherer interlaminarer Adhäsion geprägt, wogegen dunkle beziehungsweise schwarze Bereiche eine ungenügende Adhäsion repräsentieren. Je größer der weiße Anteil in der Bruchfläche ist, desto höher ist demnach die interlaminare Adhäsion und die mechanische Festigkeit. Auffällig sind vor allem Abbildung XIV-1-16 und Abbildung XIV-1-24, da hier die jeweilige Bruchfläche durch die Laservorwärmung untypischer Natur ist. Bei Ersterer erfolgt der durch die Zugprüfung bedingte Bruch nicht interlaminar zwischen zwei Schichten, sondern die Bruchfläche ist schichtübergreifend, wodurch eine äußerst hohe Adhäsion und mechanische Festigkeit attestiert werden kann. Bei Zweiterer prägt eine punktförmige beziehungsweise sternförmige Rissausbreitung das Muster der Bruchfläche, weshalb auch hier eine hohe Adhäsion impliziert werden kann. Im Gegensatz zu dem in Abbildung XII-3-39 vorgestellten Konzept der Bauraumheizung kann die Formhaltigkeit und Geometriegenauigkeit während der Fertigung grundsätzlich erhalten werden und Verzugserscheinungen sowie Spannungsrisse können während dem Abkühlvorgang vermieden werden. Eine Versprödung, die sich durch eine verminderte Bruchdehnung äußert, kann aufgrund der kurzen Einwirkzeit der Laserstrahlung nicht detektiert werden. Die Temperatur des abgelegten Stranges liegt im Bruchteil einer Sekunde bereits um knapp 100 K niedriger als die Schmelze, wodurch der Verzug des Bauteils nach wie vor nicht gänzlich zu vermeiden ist. Die hohe Abkühlrate kann dadurch begründet werden, dass das Substrat bereits wesentlich abgekühlt ist, der Strang in Abhängigkeit der Schichthöhe eine vergleichsweise geringe Wärmekapazität aufweist und die C-Fasern aufgrund ihrer guten Wärmeleitfähigkeit die Wärmeleitung in das bereits abgekühlte Bauteil fördern.

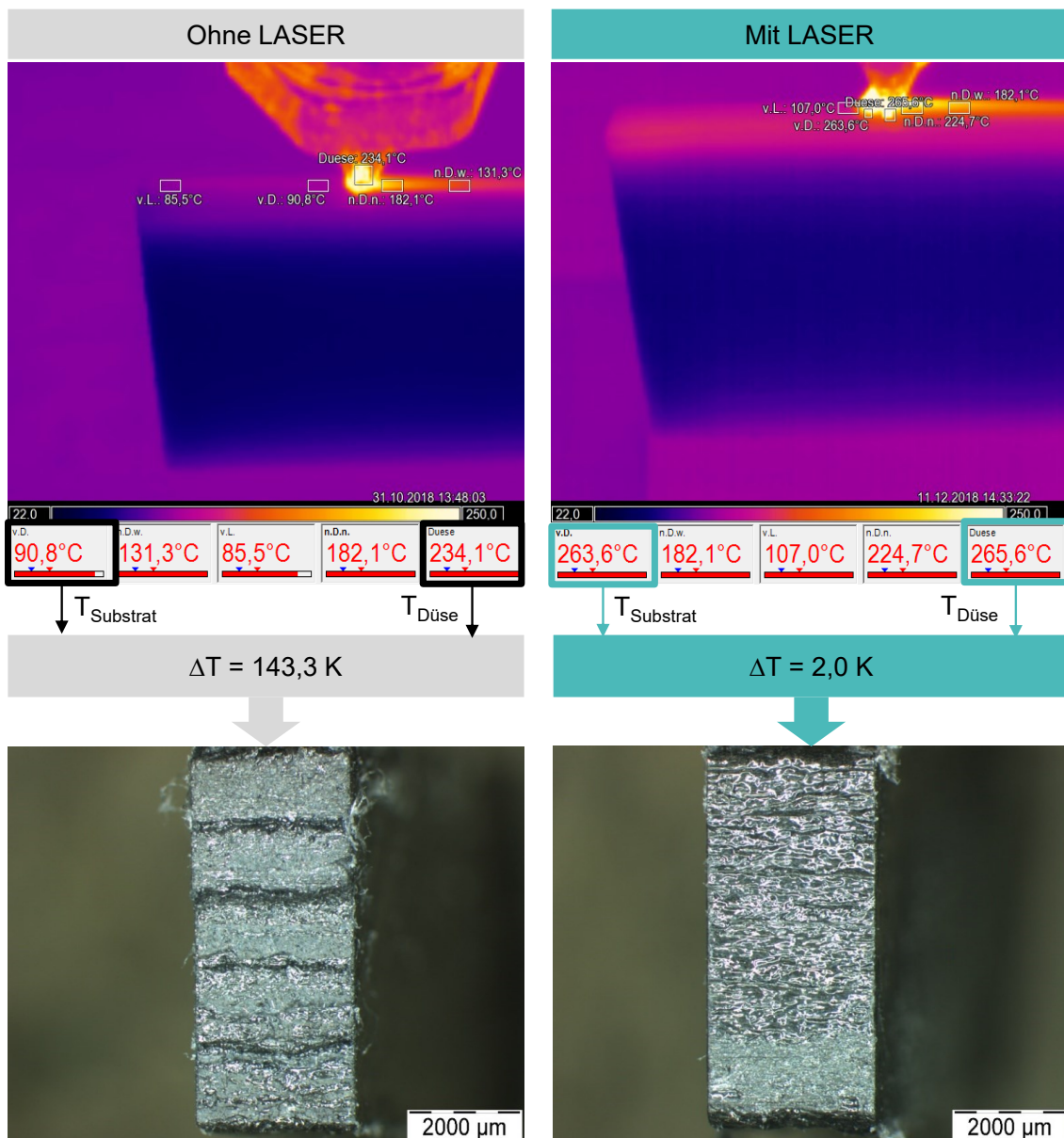


Abbildung XII-6-126: Vergleich der Temperaturgradienten durch mikroskopische Aufnahmen

Die Porenanalyse zeigt ähnlich wie bei der Kurzfaserverstärkung das Potenzial der Mikro- und Makroporen bedingten Festigkeitsverluste auf.

6.6. Dichtemessung mittels Pyknometer

Analog zu den Dichte- beziehungsweise Porenanalysen der intralaminaren Festigkeitssteigerungen aus Kapitel 5.1.4 (Tabelle XII-5-VI) und Kapitel 5.2.6 (Tabelle XII-5-XV) wird auch im Fall der interlaminaren Laservorwärmung die Dichte des Filaments und der Prüfkörper mittels Pyknometer bestimmt und in Tabelle XII-6-XVIII verglichen. Beim unverstärkten KF_A^* PA 6.66 Werkstoff kann die Dichte bei 8 Watt Laserleistung gegenüber dem Filament leicht gesteigert werden. Dagegen sinkt die Dichte bei 10 Watt Laserleistung um 2,0 % gegenüber dem Filament, was nicht etwa auf eine erhöhte Porenbildung schließen lässt, sondern vielmehr den Dichteschwankungen des Filaments geschuldet ist, da die gemessene Dichte von $1,134 \text{ g/cm}^3$ sehr nahe beziehungsweise über dem Datenblattwert von $1,11 \text{ g/cm}^3$ liegt [350]. Die Dichte der verstärkten KFA Bauteile liegt um 8,4 % niedriger als die Dichte des Filaments und kann durch den Einsatz des Lasers um 47 % auf insgesamt $-4,4 \%$ gesteigert werden, wodurch geschlussfolgert werden kann, dass durch die erzeugte WEZ der Porenanteil zwar verringert, aber nicht gänzlich eliminiert werden kann. Auch beim KF_N

Werkstoff kann die Bauteildichte gegenüber dem Filament durch 10 Watt Laserleistung erhöht werden, was im Gegensatz zu dem nicht vorewärmten Prüfkörper auf eine Verdichtung schließen lässt.

Tabelle XII-6-XVIII: Dichtemessung mittels Pyknometer

Werkstoff	Merkmal	Laserleistung in Watt	Filamentdichte in g/cm ³	Bauteildichte in g/cm ³	Δ Bauteil zu Filament
KF _{A*}	-	0,0	1,113	1,122	+ 0,8 %
KF _{A*}	-	8,0	1,131	1,108	+ 0,5 %
KF _{A*}	-	10,0	1,128	1,134	- 2,0 %
KF _A	CF	0,0	1,101	1,009	- 8,4 %
KF _A	CF	8,0	1,103	1,055	- 4,4 %
KF _N	-	0,0	1,128	1,115	- 1,2 %
KF _N	-	10,0	1,135	1,142	+ 0,62 %

Die Dichte der Prüfkörper kann mit dem Einsatz der Laservorwärmung grundsätzlich sowohl gegenüber den jeweiligen Filamenten als auch gegenüber den Vergleichswerten ohne Laservorwärmung um 1 % bis 5 % gesteigert werden.

6.7. Lasertypische Defekte

Mit Ausnahme vereinzelter Ablationseffekte infolge einer zu hohen Laserleistung und Überhitzungen aufgrund von Superpositionseffekten in der WEZ aufgrund eines ungünstigen Bahnpfades können keine nachteiligen Effekte der Laservorwärmung nachgewiesen werden. Die Versprödung, der Verlust der Form- und Geometriehaltigkeit, der Verzug sowie spannungsinduzierte Risse während dem Abkühlvorgang können im Gegensatz zu der Bauraumheizung, repräsentiert durch die Defekte aus Abbildung XII-3-39, durch die lokal begrenzte WEZ maßgeblich verringert oder sogar gänzlich vermieden werden.

7. Topologieoptimierung im Kontext der Additiven Fertigung

Die Topologieoptimierung wird in konventionellen Technologiefeldern bereits genutzt und offenbart dabei erhebliche Potenziale, jedoch führt die Annahme von isotropen Werkstoffmodellen innerhalb der Additiven Fertigung bisher zu erheblichen Abweichungen im Vergleich zu den tatsächlichen mechanischen Eigenschaften [385]. Im Zusammenhang mit den in dieser Arbeit erzielten Fortschritten im Rahmen der Laservorwärmung können durch die Angleichung der anisotropen mechanischen Eigenschaften infolge der realisierten Homogenisierungswirkung annähernd isotrope Materialmodelle in der Topologieoptimierung hinterlegt bzw. angenommen werden, was die Berechnung der mechanischen Eigenschaften erheblich präzisieren kann. In modernen CAE-Programmen werden für die Topologieoptimierung Randbedingungen bezüglich der mechanischen Schnittstellen und ein fertigungsgerechtes Design definiert. Die digitale CAX-Prozesskette wird durch die CAE-Topologieoptimierung erweitert und fügt sich konsequenten beziehungsweise nahtlos in das Konzept der Durchgängigkeit ein. Demnach werden in der Topologieoptimierung die analytisch gemessenen Materialdaten der Kurz- und Endlofaserverstärkung hinterlegt, die durchgängige und in diesem Fall iterative beziehungsweise zyklische CAX-Prozesskette appliziert sowie letztlich entsprechende Fertigungsmaschine dazu genutzt, um die Leistung der Bauteile zu maximieren und damit die Ressourcenverschwendung zu minimieren.

Bei einer 1:1 Replikation eines Ersatzteils sind die geometrischen sowie strukturellen Optimierungspotenziale mittels AM aufgrund der beschränkten Werkstoffwahl, den eventuell notwendigen Zulassungsmodalitäten beziehungsweise fehlenden (Re-)Zertifizierungen und Schnittstellenlimitationen meist nur sehr begrenzt möglich, weshalb sich innerhalb der Domäne der Ersatzteilbeschaffung vornehmlich das Äquivalenzprinzip als Handlungsmaxime durchsetzt: Demnach werden an das Ersatzteil lediglich die Mindestanforderungen gemäß dem Lasten- beziehungsweise Pflichtenheft des zu ersetzenden Bauteils gestellt. Das soll nicht heißen, dass nicht auch mit erhöhtem Aufwand im Sinne der Funktionsintegration oder der Bauteilgeometrie zusätzliche Verbesserungen getroffen werden können, was am eingangs beschriebenen Anwendungsfall der Frontschürze und von Meller [386] am Beispiel einer topologieoptimierten Armlehne für den Straßenbahnbetrieb demonstriert wird, jedoch kann durch die Vielzahl an Randbedingungen aus struktureller Sicht kein optimales Bauteil entstehen. Bei Neuteilen entfallen diese Randbedingungen und Limitationen zwar nicht vollständig, jedoch können die zusätzlichen Freiheitsgrade bei einer Neukonstruktion dazu genutzt werden, die Ergebnisse einer vorgelagerten Topologieoptimierung der Einzelkomponenten in die Gesamtkonzeption einfließen zu lassen. Bei der Topologieoptimierung entstehen vermehrt bionisch anmutende Strukturen, die durch traditionelle Fertigungstechnologien nur unter sehr hohem Zeit- und Kostenaufwand realisierbar sind. Im nachfolgenden Beispiel wird anhand eines Umlenkhebels gezeigt, wie eine Bauteilgeometrie durch die Ergebnisse der Kurzfaserverstärkung in Verbindung mit der Topologieoptimierung verbessert wird. Hierfür werden die zwei Bohrungen beziehungsweise Lasteinleitungen sowie die Vertiefung für die Aufnahme eines Bolzens von der Optimierung selbst ausgeschlossen, da diese als Schnittstelle nativ beibehalten werden sollen. Weiterhin wird als Randbedingung das Optimierungsvolumen und eine entsprechende Kraft definiert, die in diesem Fall unidirektional 50 N beträgt. Als Fertigungsrandbedingung wird festgelegt, dass das Bauteil aus der Ebene heraus extrudiert wird, wodurch die Software generell versucht Überhänge zu vermeiden. Verglichen mit der Simcenter Nastran Topologieoptimierung führt die in NX 12 separat integrierte Topologieoptimierung mit dem Frustum Solver zügig zu Ergebnissen und benötigt vom Anwender weniger Eingangsgrößen. Erfahrene CAE Spezialisten werden aufgrund der geringeren Einflussnahme auf die Simulation die konventionelle Simcenter Umgebung bevorzugen, wogegen mithilfe des in NX integrierten Frustum Solvers auch in CAE ungeübtere Konstrukteure Zugang zu den Möglichkeiten der Topologieoptimierung erhalten. Die Nachbearbeitung des resultierenden,

topologieoptimierten Facettenkörpers aufgrund kleinerer Fehlstellen und Artefakte aus der Simulation ist je nach Vernetzung in beiden Varianten notwendig. Die Kombination aus den Möglichkeiten der Additiven Fertigung, der zunehmenden Materialvielfalt sowie der fertigungsgerechten Topologieoptimierung kann, wie in Abbildung XII-7-127 dargestellt, zu enormen Einsparpotenzialen beim Ressourceneinsatz eines Bauteils führen, wodurch die Mehrkosten des leistungsfähigeren Werkstoffes durch die kürzere Fertigungszeit und die geringere Masse kompensiert werden können. Bei dem dargestellten Simulationsergebnis ist ausschließlich die Festigkeit das entscheidende Kriterium für die Optimierung, weshalb keine Randbedingungen für die Durchbiegung beziehungsweise Verschiebung definiert sind.

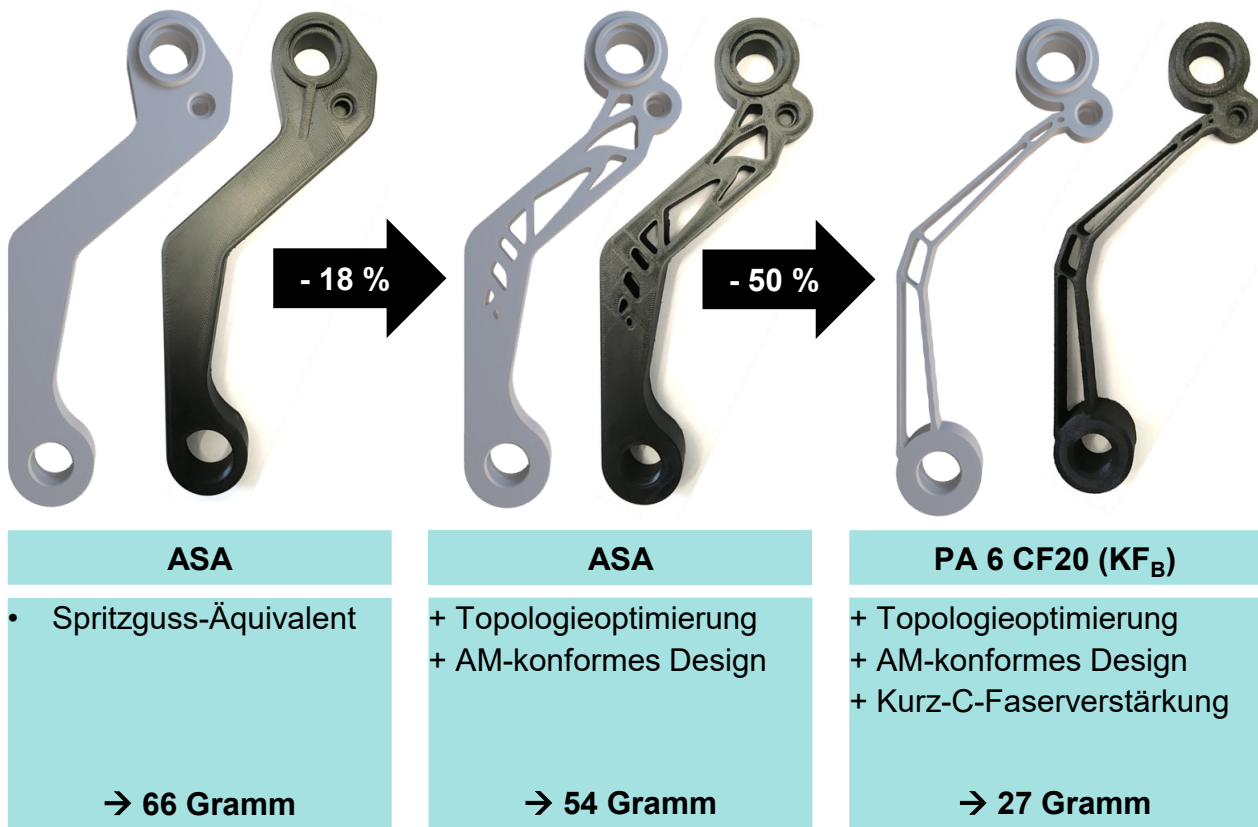


Abbildung XII-7-127: Potenzial der Topologieoptimierung aufgrund von Kurzfaserverstärkung

In der ersten Iterationsstufe mit dem gleichbleibenden Acrylnitril-Styrol-Acrylester-Copolymer (ASA) Werkstoff kann bereits durch eine lastpfadgerechte, optimierte Struktur 18 % der ursprünglichen Masse eingespart werden. Während die neue Geometrie beim AM ohne zusätzliche Werkzeuge in kürzerer Zeit gefertigt werden kann, muss im Spritzguss erst eine neue Werkzeugform geschaffen werden. Wird der Werkstoff durch einen höher performanten, kurzcarbonfaserverstärkten Werkstoff ohne Berücksichtigung der Faserorientierung wie bei Chandrasekhar et al. [387] substituiert, kann die Masse in der zweiten Iterationsstufe noch einmal halbiert werden, sodass sich eine Reduktion der Gesamtmasse von ca. 59 % einstellt. Aufgrund des nahezu minimalen buy-to-fly Verhältnisses stellt die Topologieoptimierung in Verbindung mit den in dieser Arbeit vorgestellten Mechanismen zur Verbesserung und Harmonisierung der mechanischen Eigenschaften vor allem in Branchen die von Masseinsparungen überproportional profitieren, wie zum Beispiel die Luftfahrt, ein enormes Potential dar. Weiterführende Optimierungstrends bezüglich hybriden Werkzeugpfaden, topologiegerechten Gitter- und Stützstrukturen, porösen Füllstrukturen, Materialansotropien, multi-materieller und nicht-linearer Optimierung sowie die datentechnische Nachbereitung werden von Liu et al. in [388, 389] beleuchtet.

8. Thematische Zusammenfassung und Diskussion

Die nachfolgende Diskussion resümiert die einzelnen Kapitel und behandelt die Ergebnisse zu den in der Versuchsdurchführung untersuchten Forschungsfragen. Mithilfe von Voruntersuchungen werden die Potenziale gemäß den initial definierten Anforderungen und Randbedingungen identifiziert und die entsprechenden Handlungsfelder abgesteckt. Gegenüber dem Stand der Technik und den in den Voruntersuchungen verwendeten, kommerziellen Versuchsanlagen kann die Zuverlässigkeit des MEX-Verfahrens durch den Einsatz von industrieller Automatisierungstechnik erheblich gesteigert werden. Durch den dreidimensionalen Verfahrensweg infolge der 5-Achs Interpolation können mit der entwickelten Versuchsanlage auch Freiformgeometrien extrudiert werden. Den Anforderungen und Herausforderungen der intralaminaren und interlaminaren Prozessierung ist die Versuchsanlage nicht nur auf Hardware-, sondern auch aufgrund der durchgängigen CAX-Kette und des implementierten Digitalen Zwillings ebenso auf der Softwareebene gewachsen. Der speziell entwickelte Postprozessor greift im Hintergrund nahtlos auf die von NX CAM auf Basis der integrierten Multi-Axis-Deposition Strategien geplanten Werkzeugbahnen zu, modifiziert den NC-Code entsprechend der Anweisungen aus den UDEs und generiert die maschinenspezifische .mpf Datei. Bevor die Datei direkt auf die Maschine gespielt wird, wird sie mithilfe der implementierten CSE-Simulation virtuell auf Fehlparametrierungen untersucht. Die virtuelle Absicherung des Fertigungsprozesses führt zu einem ressourceneffizienten Gesamtprozess, bei dem Fehler bereits frühzeitig in der Arbeitsvorbereitung aufgedeckt werden. Die in dieser Arbeit gezeigte, parallel entwickelte Gesamtkombination aus Material, Hardware und Software führt auf industrielle, zuverlässige und zügigere Weise zu vergleichsweise kostengünstigeren, flammgeschützten und kurz- sowie endlosfaserverstärkten Bauteilen, deren mechanische Struktur bei Vernachlässigung der Faserverstärkungseffekte mithilfe der implementierten Laservorwärmung als quasi-isotrop bezeichnet werden kann, wobei auch Freiformflächen adäquat berücksichtigt werden.

8.1. Intralaminare Kurz- und Endlosfaserverstärkung

Die mechanischen Eigenschaften werden durch die anorganischen Füllstoffe des Flammshutzes herabgesetzt und durch Verstärkungsfasern verbessert. Bei Werkstoffen, die ausschließlich verstärkt sind, erhöht sich der E-Modul und die Zugfestigkeit innerhalb des Verarbeitungsfensters bei steigender Verarbeitungstemperatur nicht zwangsläufig, auch wenn innerhalb der geringeren Schichthöhe ein entsprechender Trend zu höheren mechanischen Eigenschaften erkennbar ist. Auffällig ist, dass unverstärkte aber flammgeschützte Werkstoffe eher einem gegenläufigen Trend folgen und die mechanischen Eigenschaften bei den kälteren Verarbeitungstemperaturen unabhängig von der Schichthöhe performanter sind. Sobald zu den flammgeschützten Werkstoffen wieder Fasern beigemischt werden, kehrt sich dieser Trend um und die heißeren Verarbeitungstemperaturen führen in Übereinstimmung mit den Ergebnissen von Hertle et al. [262] vor allem bei größeren Schichthöhen wieder zu besseren mechanischen Eigenschaften. Die niedrigere Schichthöhe erweist sich generell und vor allem bei verstärkten Werkstoffen als vorteilhaft für die mechanischen Eigenschaften und überlagert zumeist den Effekt der Verarbeitungstemperatur. Die Bruchdehnung steigt grundsätzlich und unabhängig vom Werkstoffsystem bei höheren Verarbeitungstemperaturen. Jede Werkstoffgruppe weist anhand der in Abbildung XII-5-64 ausgewählten zwei Fertigungsparameter hinsichtlich ihrer E-Moduln eine Spannweite und damit ein relatives Optimierungspotenzial von mindestens 14 % auf. Bei der Zugfestigkeit liegt dieses Potential bei bis zu 20 %. Sobald der Werkstoff mit Flammshutzmitteln additiviert ist, erhöht sich dieses fertigungsbedingte Potenzial beim PA 6.66 für den E-Modul auf bis zu 26 % und auf bis zu 33 % bei der Zugfestigkeit. Beim flammgeschützten PA 6 beträgt das Optimierungspotenzial für den E-Modul bis zu 39 % und für die Zugfestigkeit bis zu 33 %. Beim flammgeschützten und faserverstärkten PA 6.66 entsteht beim E-Modul ein relatives

Optimierungspotenzial von bis zu 36 % und bei der Zugfestigkeit bis zu 56 %, wobei diese Potenziale annähernd mit 38 % für den E-Modul und 56 % für die Zugfestigkeit auch bei dem flammgeschützten und verstärkten PA 6 nachgewiesen werden können. Ergänzend lässt sich auch bei flammgeschützten PA 66 Typen durch den Einsatz von 20 % Massenanteil Glasfasern der E-Modul um 66 % von 3422 MPa auf 5668 MPa und die Zugfestigkeit um ca. 50 % von 46 MPa auf 69 MPa steigern, während die Bruchdehnung um 19 % von 2,54 % auf 2,06 % vermindert wird. Die aufgezeigten Spannweiten bestätigen den Stand der Technik, in dem der Fertigung selbst eine sehr hohe Bedeutung für die finalen mechanischen Bauteileigenschaften zugeschrieben wird. Ergänzend zu Abbildung XII-8-128 ist im in Abbildung XII-8-129 dargestellten Vergleich der Werkstoffgruppen untereinander der jeweils maximale, mittlere E-Modul sowie die dazugehörige Zugfestigkeit absolut und in Relation zum Fasermassenanteil gesetzt, um den jeweiligen Faserverstärkungseffekt in Abhängigkeit der Faserkonzentration und -art zu quantifizieren.

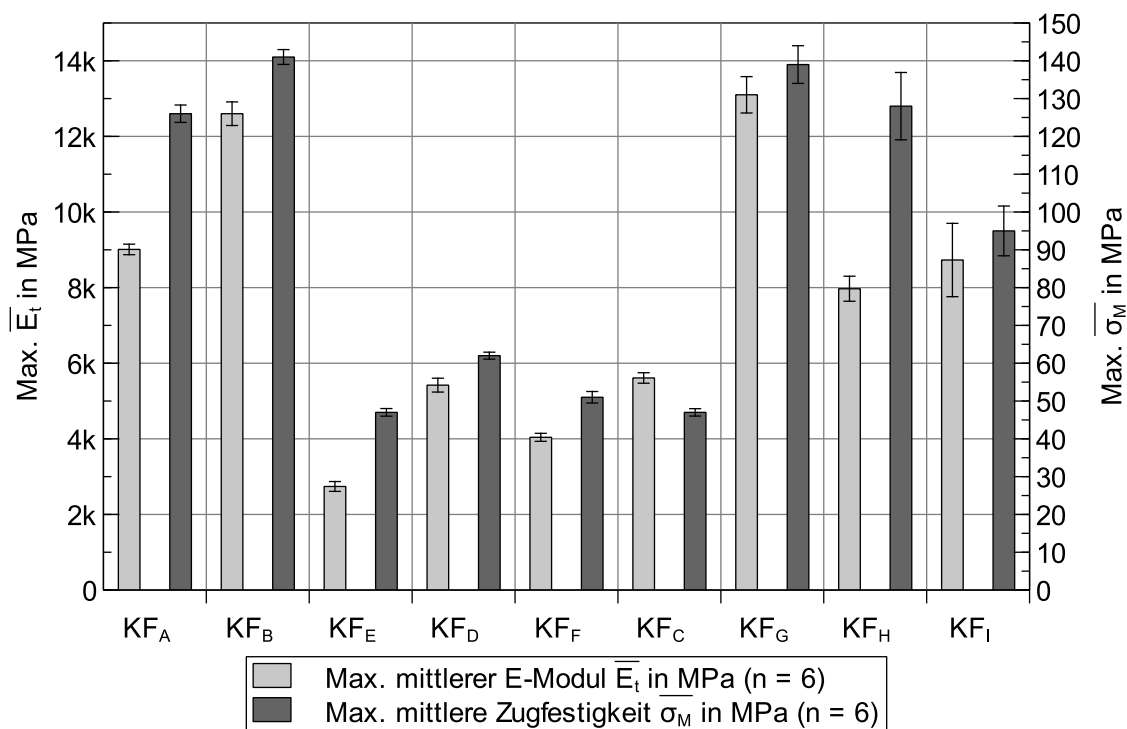


Abbildung XII-8-128: Gegenüberstellung der maximalen mittleren mechanischen Kennwerte (trocken)

Die Bandbreite der zu untersuchenden Filamente wird mit den aggregierten Erkenntnissen aus den Effekten und dem Zusammenwirken der Fertigungsparameter durch die Herstellung und Analyse weiterer Prüfkörper mit dem jeweils optimalen Parametersatz gemäß dem Prinzip der geringeren Schichthöhe und der höchsten Verarbeitungstemperatur außerhalb des DOE ergänzt. Die der nachfolgenden Abbildung XII-8-129 zugrunde liegenden Fasermassenanteile, die die mechanischen Eigenschaften entsprechend normieren, stammen aus Tabelle XII-5-V und offenbaren, dass trotz gleicher Faserart Unterschiede im E-Modul und der Zugfestigkeit resultieren können. Absolut betrachtet liegt der E-Modul und die Zugfestigkeit der Werkstoffe mit einem höheren Fasermassenanteil bei gleicher Faserart unabhängig vom Einsatz von Flammenschutzmitteln erwartungsgemäß generell höher als bei Filamenten mit niedrigerem Fasermassenanteil, auch wenn keine direkte lineare Gesetzmäßigkeit zwischen dem Fasermassenanteil und den mechanischen Eigenschaften erkennbar ist. Diese fehlende lineare Gesetzmäßigkeit wird vor allem an den Werkstoffen KF_A und KF_B deutlich, da sich der E-Modul des KF_B Werkstoffes trotz des annähernd doppelten Fasermassenanteils und des nachweislich niedrigeren Porenanteils nicht ebenfalls verdoppelt.

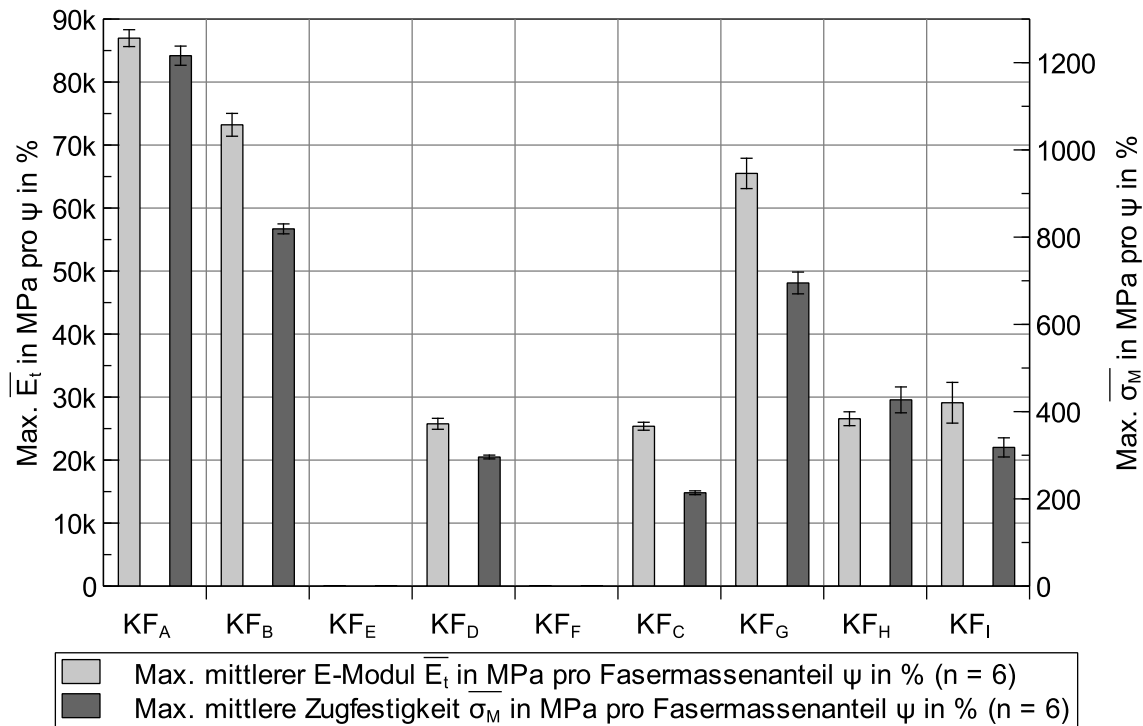


Abbildung XII-8-129: Mittlerer E-Modul und Zugfestigkeit bezogen auf Fasermassenanteile (trocken)

Der Verstärkungseffekt von Carbonfasern überwiegt den Verstärkungseffekt der Glasfasern, was in Abbildung XII-8-129 vor allem an den relativen, durch den Fasermassenanteil bereinigten, höheren mechanischen Eigenschaften des KF_G Werkstoffes gegenüber dem KF_H Filament deutlich wird. Bei nominell gleicher Faserart, gleichem Fasermassenanteil und identischem Matrixsystem können für Carbonfasern am Beispiel der KF_B und KF_G Werkstoffe laut der Abbildung XII-8-128 keine signifikanten Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften identifiziert werden, obwohl diese in der Abbildung XII-8-129 aufgrund der signifikanten Unterschiede auf Basis der bereinigten Fasermassenanteile nahe liegen. Bei den GF-verstärkten Zwillingwerkstoffen KF_H und KF_I sind signifikante Unterschiede in der Zugfestigkeit bei sonst ähnlichem E-Modul ersichtlich. Die festigkeitsschwächende Wirkung des Flammenschutzmittels lässt sich an den um den Fasermassenanteil bereinigten mechanischen Eigenschaften sowohl für das PA 6.66 am Beispiel des KF_D Werkstoffes als auch am Beispiel des PA 6 in Form des KF_C Werkstoffes im direkten Vergleich mit den ansonsten identischen Werkstoffen KF_H und KF_I aufzeigen. Die Bruchdehnung ist im unverstärkten, flammgeschützten PA 6.66 Werkstoff gemäß Abbildung XII-8-130 mit 3,6 % am höchsten und signalisiert damit eine vergleichsweise hohe Duktilität. Anders als bei diesem PA 6.66 sinkt die Bruchdehnung bei dem ansonsten identischen PA 6 Äquivalent auf 2,2 % und bewegt sich damit auf dem Niveau des verstärkten PA 6.66 Werkstoffes KF_D mit ebenfalls 2,2 % Bruchdehnung. Die Bruchdehnung des flammgeschützten und verstärkten PA 6 Werkstoffes KF_C liegt bei 1,3 %, womit die Duktilität zwar generell niedriger aber nicht unter das Niveau des nicht flammgeschützten KF_I Werkstoffes sinkt. Der Werkstoff KF_H mit dem höchsten Glasfasermassenanteil von ca. 30 % erzielt beachtenswerter Weise eine Bruchdehnung von 3,2 %, womit die Duktilität nahe des unverstärkten und flammgeschützten PA 6.66 Werkstoffes liegt. Die Referenzlinie bei 1,5 % Bruchdehnung entspricht der Bruchdehnung einer hochfesten Kohlenstofffaser (HT-CF). Die Ergebnisse der Zugprüfung offenbaren eine signifikante und maßgebliche Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von den Füll- und Verstärkungsstoffen sowie den fertigungstechnischen Parametern, was am Beispiel der Schichthöhe und Verarbeitungstemperatur nachgewiesen wird. Das Potenzial einer Effizienz- und Wirtschaftlichkeitserhöhung des Fertigungsverfahrens liegt neben den Materialien vor allem in der

Druckgeschwindigkeit und in der Schichthöhe. Die vorteilhaftesten mechanischen Eigenschaften können bei einer Druckgeschwindigkeit von 50 mm/s erzielt werden. Gegenüber der höchsten getesteten Druckgeschwindigkeit von 90 mm/s, was einer Steigerung um 80 % entspricht, sinkt der E-Modul im Rahmen der Voruntersuchung beim KF_A um 3 %, die Zugfestigkeit um 8 % und die Bruchdehnung um 11 %. Wird die Schichthöhe um 50 % von 0,2 mm auf 0,3 mm erhöht, verkürzt sich die Fertigungszeit um 33 %. Laut dem durchgeführten DOE sinkt der E-Modul daraufhin im ungünstigsten Fall am Beispiel des KF_C im Mittel um 24 % und die Zugfestigkeit im Mittel um 21 %. Im positivsten Fall am Beispiel des KF_A sinkt der E-Modul im Mittel um lediglich 8 % und die Zugfestigkeit im Mittel um 10 %.

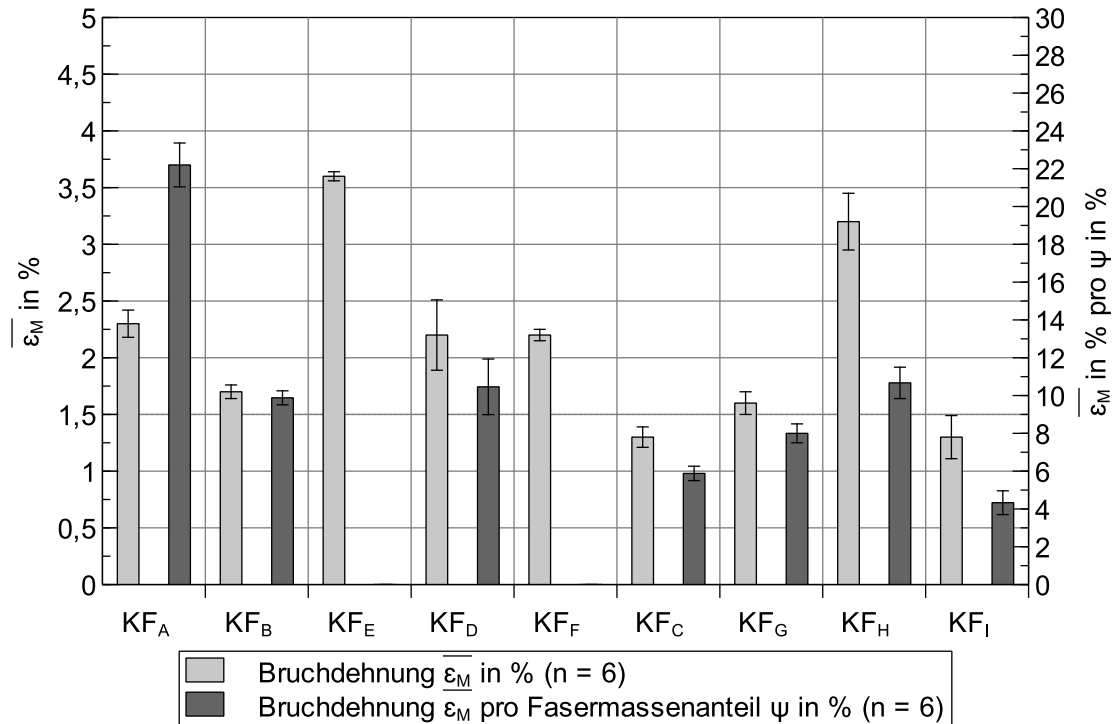


Abbildung XII-8-130: Bruchdehnung und Bruchdehnung bezogen auf Fasermassenanteil (trocken)

Bereits in der Voruntersuchung wird deutlich, dass der Einsatz von Endlosfasern im Vergleich zu der Kurzfaserverstärkung zu weitaus höheren mechanischen Eigenschaften führt. Bei der Verwendung von Endlosglasfasern kann gemäß Abbildung XII-3-38 der E-Modul auf maximal 14,4 GPa (zwischen 1,5–2,0 % Dehnung) und die Zugfestigkeit auf 363 MPa gesteigert werden. Bei der Einbettung von Endloscarbonfasern liegt das Maximum des E-Moduls bei 45,4 GPa (zwischen 1,5–2,0 % Dehnung) und das der Zugfestigkeit bei 449 MPa. Werden die E-Moduln ohne Vernachlässigung der anfänglichen Streckungseffekte normgerecht bei 0,05–0,25 % Dehnung ausgewertet, divergieren die E-Moduln mit 13,5 GPa bei den Endlosglasfasern und 34,9 GPa bei den Endloscarbonfasern teils erheblich, was den Streckungseffekten zugeschrieben wird. Der zwischen Faser- und Matrixextrusion alternierende, sequenzielle Prozess ist nicht nur vergleichsweise langsam, da jede endlosfaserverstärkte Bahn zweifach extrudiert werden muss, sondern aufgrund der Limitierung auf die herstellereigenen Werkstoffe außerdem sehr kostenintensiv. Die hohen Werkstoffkosten, der fehlende Flammschutz und das zugrundeliegende 2,5-D-Fertigungsverfahren in Kombination mit der unterbrochenen CAx-Prozesskette verhindern prinzipiell einen flächendeckenderen, industriellen Einsatz. Das daraufhin eigens entwickelte Verfahren wirkt diesen Unzulänglichkeiten entgegen, indem einerseits auf der Materialseite für die Herstellung der endlosfaserverstärkten Filamente konventionelle Standardmaterialien verarbeitet werden und andererseits ein industrielles

Fertigungssystem eingesetzt wird, das nicht nur sehr zuverlässig ist, sondern bereits in materialabtragenden Technologien bewährt ist. Die mechanischen Eigenschaften sind im relativen Vergleich in Tabelle XII-8-XIX für ausgewählte Kombinationen dargestellt.

Tabelle XII-8-XIX: Prozentuale Veränderung der mechanischen Eigenschaften

Werkstoff	Veränderung E-Modul			Veränderung Zugfestigkeit		
	Von Berechnung zu Filament	Von Filament zu Prüfkörper	Von Berechnung zu Prüfkörper	Von Berechnung zu Filament	Von Filament zu Prüfkörper	Von Berechnung zu Prüfkörper
PA 6 + Roving CF 200 tex	- 28 %	- 25 %	- 46 %	- 73 %	+ 28 %	- 65 %
PA 6 + Roving GF 600 tex	- 32 %	- 13 %	- 41 %	- 67 %	+ 2 %	- 67 %
PA 6 + Roving GF 1200 tex	- 13 %	- 37 %	- 45 %	- 58 %	- 45 %	- 77 %
PA 6.66 FR	- 9 %	+ 25 %	+ 14 %	+ 4 %	+ 4 %	+ 9 %
PA 6.66 FR + Hybrid GF 480 tex	- 1 %	- 7 %	- 8 %	+ 21 %	- 13 %	+ 5 %
PA 6.66 FR + Hybrid GF 900 tex	+ 1 %	- 42 %	- 42 %	+ 44 %	- 40 %	- 13 %
PA 6.66 FR + Hybrid GF 1400 tex	+ 2 %	- 61 %	- 60 %	+ 38 %	- 43 %	- 22 %
PA 6.66 FR + Hybrid GF 1800 tex	- 8 %	- 68 %	- 70 %	+ 9 %	- 55 %	- 51 %
Mittelwert	- 11 %	- 29 %	- 37 %	- 10 %	- 20 %	- 35 %
Standardabweichung	13 %	30 %	27 %	48 %	30 %	34 %

Auffällig ist, dass im Gegensatz zu den rovingbasierten Filamenten die aus dem Hybridgarn gefertigten Filamente dem theoretischen E-Modul sehr nahekommen und die Festigkeit generell höher als berechnet liegt. Das „PA 6 + Roving GF 1200 tex“ Filament divergiert mit seinem E-Modul von 17,2 GPa und einer Zugfestigkeit von 244 MPa trotz des nominell identischen Faservolumenanteils im Vergleich zu den mechanischen Eigenschaften des „PA 6.66 FR + Hybrid GF 1800 tex“ Filaments, bei dem ein E-Modul von 15,4 GPa und eine Zugfestigkeit von 313 MPa ermittelt wird. Hinsichtlich des E-Moduls übertreffen beide Filamente den der Prüfkörper aus den Vorversuchen, wobei die Zugfestigkeit niedriger ausfällt, was angesichts des in den Vorversuchen verwendeten HSHT-Fasertyps der Erwartungshaltung entspricht. Durch die Verarbeitung zum Bauteil verlieren sowohl die Rovingprüfkörper als auch die Hybridgarnprüfkörper gegenüber der Filamentform deutlich an Steifigkeit und Festigkeit. Je höher der Faservolumenanteil ist, desto stärker ist dieser Effekt ausgeprägt, was bereits an der nichtlinearen Steigerung der E-Moduln der Filamente in Abbildung XIV-1-8 gezeigt werden kann. Bei den Rovingprüfkörpern kann der E-Modul und die Zugfestigkeit nichtlinear, aber dafür kontinuierlich gesteigert werden. Während der E-Modul der Rovingprüfkörper vergleichsweise gut an die Referenzwerte der Vorversuchsreihe heranreicht, liegt die Zugfestigkeit überproportional niedriger. Durch die Verwendung von Hybridgarnen kann die Zugfestigkeit gegenüber den

Rovingprüfkörpern trotz des eingearbeiteten Flammshutzes beibehalten und bezogen auf den Faservolumenanteil zwischenzeitlich gesteigert werden. Der E-Modul stagniert bei den Hybridgarnen bereits ausgehend vom geringsten Faservolumenanteil, wofür maßgeblich die in der Analytik und am Faser-Pullout nachgewiesene, geringe Faser-Matrix und Matrix-Matrix Adhäsion verantwortlich gemacht werden. Der Vergleich der mechanischen Eigenschaften der in Kapitel 5.1 vorgestellten Kurzfaserverstärkung, der Stand der Technik der Endlosfaserverstärkung aus Kapitel 3.2 sowie die in diesem Kapitel vorgestellte Herstellung der Prüfkörper ist in nachstehender Abbildung XII-8-131 zusammengestellt.

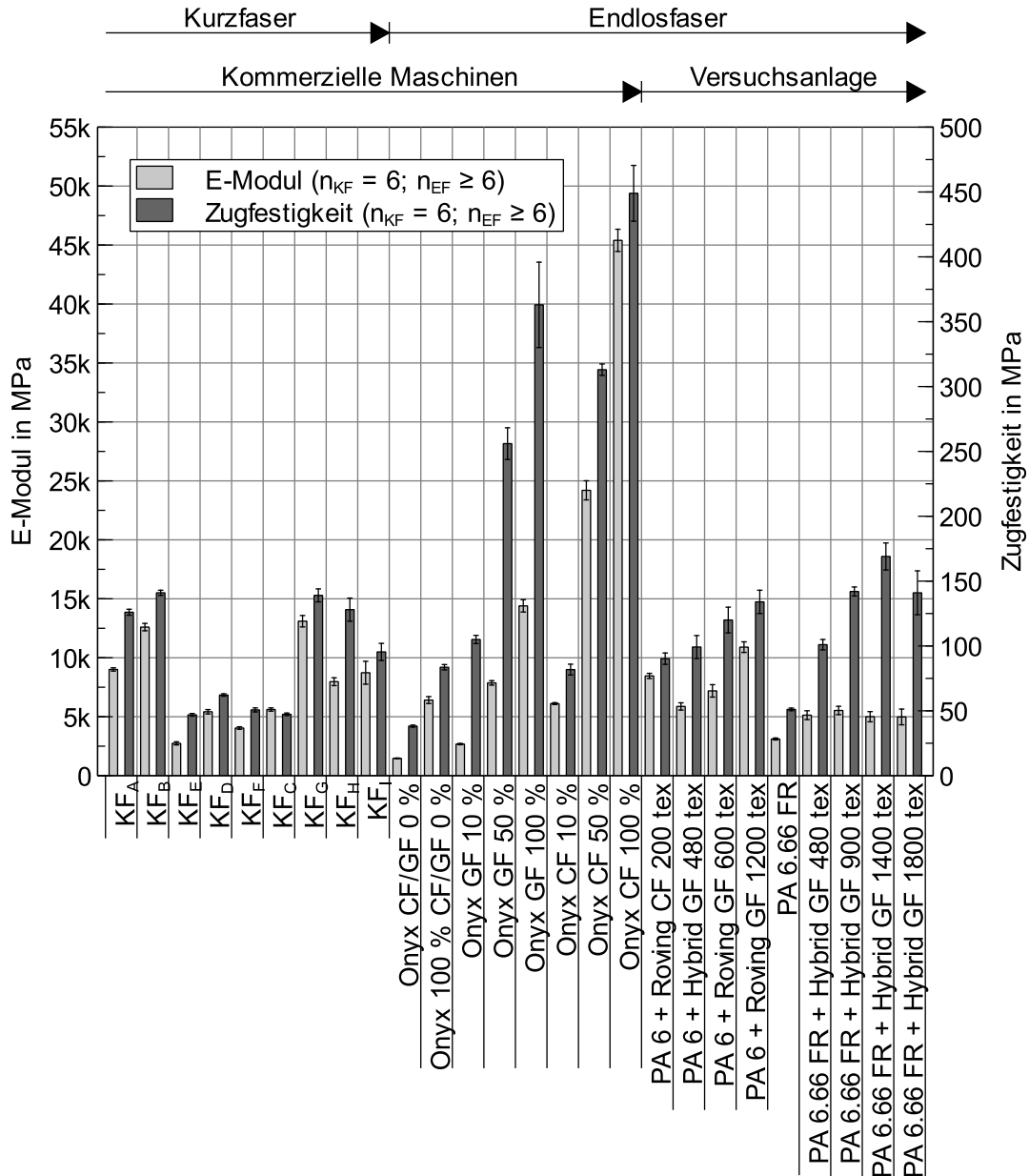


Abbildung XII-8-131: Zusammenfassung der kurz- und endlosfaserverstärkten Prüfkörper (trocken)

Am Beispiel des Hybridgarnes kann schlüssig nachgewiesen werden, dass die Berechnung des Filament E-Moduls und der Filament Zugfestigkeit auf Basis des jeweiligen Faservolumenanteiles mit den tatsächlichen Messwerten hinreichend gut übereinstimmen kann. Dagegen divergiert der Prüfkörper E-Modul und die Prüfkörper Zugfestigkeit aufgrund von Faserbrüchen, einer ungenügenden Faser-Matrix und Matrix-Matrix Adhäsion in Abhängigkeit des Faservolumenanteils teils

erheblich gegenüber der Berechnung. Zusätzliche Messdaten in Bezug auf den Porenanteil belegen außerdem, dass bereits im Filament ein nicht zu vernachlässigender Porenanteil vorliegt, der sich durch die Fertigung tendenziell weiter erhöht. Die Meso- und Mikroporen tragen zwar zu einer Verringerung der mechanischen Eigenschaften bei und verfälschen außerdem die querschnittsbezogene Messung des E-Moduls, jedoch stellen sie auf Basis der ermittelten Werte für die Dichte keine alleinige Erklärung für die in Tabelle XII-8-XIX zusammengefassten, überproportional niedrigeren mechanischen Eigenschaften dar. Diese Aussage kann mit dem direkten Vergleich der Prüfkörper B32 + Roving GF 600 tex und B32 + Roving GF 1200 tex nachgewiesen werden, da die Verringerung der Dichten nicht direkt mit der Verringerung der E-Moduln und der Zugfestigkeiten korrelieren.

Obwohl die Hybridgarne bei der Herstellung der Filamente aufgrund ihrer Spreizung beziehungsweise ihrer losen Form komplexer zu führen sind und in Bezug auf Faserbrüche generell anfälliger sind, statuieren ihnen die Messdaten im Vergleich zu den Rovings grundsätzlich bessere mechanische Eigenschaften, weshalb für weitere Untersuchungen im Rahmen des Flammenschutzes ausschließlich Hybridgarne eingesetzt werden. Während bei der mechanischen Prüfung der ungetrockneten Filamente das Faserbruchkriterium vorherrscht, ist in den getrockneten Prüfkörpern aufgrund des reduzierten Bruchdehnungsvermögens der Matrix grundsätzlich das Zfb-Kriterium dominant, was am Faser-Pullout Effekt nachgewiesen wird. Im Kontext des in Kapitel 1.2 definierten Anwendungsfalles bieten die nach UL-94-V0 flammgeschützten, endlosfaserverstärkten PA 6.66 Filamente den besten Kompromiss aus dem erforderlichen Flammenschutz, der elektrischen Isolation, den mechanischen Eigenschaften und der kostengünstigen Verfügbarkeit auf einem industriellen Fertigungssystem, das an eine durchgängige CAx-Kette angebunden ist. Die intralaminare Verstärkung mittels Kurz- und Endlosfasern erhöht aufgrund des schichtweisen Extrusionsprinzips gemäß Abbildung XII-2-14 die bereits vorhandene Anisotropie, weshalb in der darauffolgenden Untersuchung die Einsatzmöglichkeiten einer interlaminaren Laservorwärmung evaluiert werden.

8.2. Interlaminare Laservorwärmung

Von Hertle et al. wurde bereits nachgewiesen, dass bei (teil-)kristallinen Werkstoffen die Substrattemperatur oberhalb der Kristallitschmelztemperatur liegen muss, um eine möglichst hohe Verbindungsfestigkeit mit dem abzulegenden Extrusionsstrang zu erreichen [262]. Obwohl die Ergebnisse von Hertle et al. außerdem beweisen, dass neben den erhöhten Extrusions- und Substrattemperaturen auch höhere Abkühlraten zu besseren mechanischen Eigenschaften führen [262], wird für die Substratvorwärmung zuerst die kommerzielle Variante der erzwungenen Wärmekonvektion mithilfe einer Bauraumheizung evaluiert, die sich am Beispiel eines verstärkten PA 6.66 Werkstoffes jedoch nur bei niedrigeren Temperaturen von ca. 100 °C als praktikabel und deshalb nur eingeschränkt als wirksam erweist. Dadurch, dass der gesamte Bauraum oberhalb der Kristallisationstemperatur temperiert ist, eignen sich ausschließlich verstärkte und damit biegestarre Filamente für den Fertigungsprozess. Die Form- und Geometriehaltigkeit der Prüfkörper kann im Prozess nicht erhalten werden, wodurch sich vermehrt Fehlstellen bilden. Bei längeren Fertigungsprozessen führt die dauerhafte Temperaturbeanspruchung zu Abbaueffekten in den Molekülketten, die sich vor allem in einer Versprödung der Prüfkörper äußern. Für eine minimalinvasive, lokale Vorwärmung des Substratmaterials oberhalb der Kristallisationstemperatur wird ein IR-Laser eingesetzt, da seine hohe Leistungsdichte im Gegensatz zur Heißgasdüse sofort zur Verfügung steht und gezielter geregelt werden kann. Die lokale Begrenzung der Energiedichte zur Erzeugung hoher Abkühlraten ist sowohl für die mechanischen Eigenschaften als auch für höhere Prozessgeschwindigkeiten förderlich. Nach einer Reihe von Voruntersuchungen werden geeignete Werkstoffe ausgewählt, die technologisch dazu geeignet sind, die IR-Strahlung hinreichend gut zu absorbieren. Die thermisch sehr gut leitfähigen C-Fasern sollen zusätzlich zur Laservorwärmung die durch die Schmelze eingebrachte

Schmelzeenthalpie einerseits in kürzester Zeit auf das Substrat übertragen und andererseits mithilfe der Wärmeleitung im Sinne der erhöhten Abkühlrate anschließend für eine zügige Abkühlung sorgen. Da das Zusammenwirken des Flammschutzmittels und der energiereichen Laserstrahlung zu toxischen Dämpfen führen kann, werden ausschließlich nicht-flammgeschützte Werkstoffe bestrahlt. Die Erwartungshaltung für die Effekte der Laservorwärmung ist unter der Prämisse eines optimierten Werkzeugpfades beziehungsweise Füllmusters in der X-Y Ebene beziehungsweise einem orthotropem Lagenaufbau wie folgt gestaffelt:

- Ohne Faserverstärkung, ohne Lasereinsatz → Orthotropie + Z-Anisotropie
- Ohne Faserverstärkung, mit Lasereinsatz → Quasi-Isotropie
- Mit Faserverstärkung, ohne Lasereinsatz → Orthotropie + erhöhte Z-Anisotropie
- Mit Faserverstärkung, mit Lasereinsatz → Orthotropie + reduzierte Z-Anisotropie

Da bezüglich der Anisotropie nicht nur die relativen Verbesserungsmöglichkeiten, sondern auch das absolute Verbesserungspotenzial, gemessen am kommerziellen Stand der Technik, untersucht werden soll, werden vor der eigentlichen Versuchsdurchführung die allgemeinen Prozessfenster der ausgewählten Filamente mithilfe eines Ultimaker S5 Druckers bestimmt. Hierdurch werden die maschinenabhängigen Abweichungen eliminiert und die Ergebnisse der Zugprüfung sind direkt dem Effekt der Laservorwärmung zuzuschreiben. Dieselben Prozessfenster werden auf der Versuchsanlage mit identischen Fertigungsparametersätzen repliziert, wobei sich herausstellt, dass dieselben Fertigungsparameter auf den zwei verschiedenen Anlagen zu unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften führen. Die Minima in Bezug auf die Zugfestigkeit liegen auf der Versuchsanlage bei allen Werkstoffen teils bedeutsam und signifikant höher als bei dem kommerziellen S5 Drucker. Die Zugprüfresultate des durchgeführten DOE sind mit ihren werkstoffabhängigen Minima und Maxima in Abbildung XII-8-132 zusammengefasst.

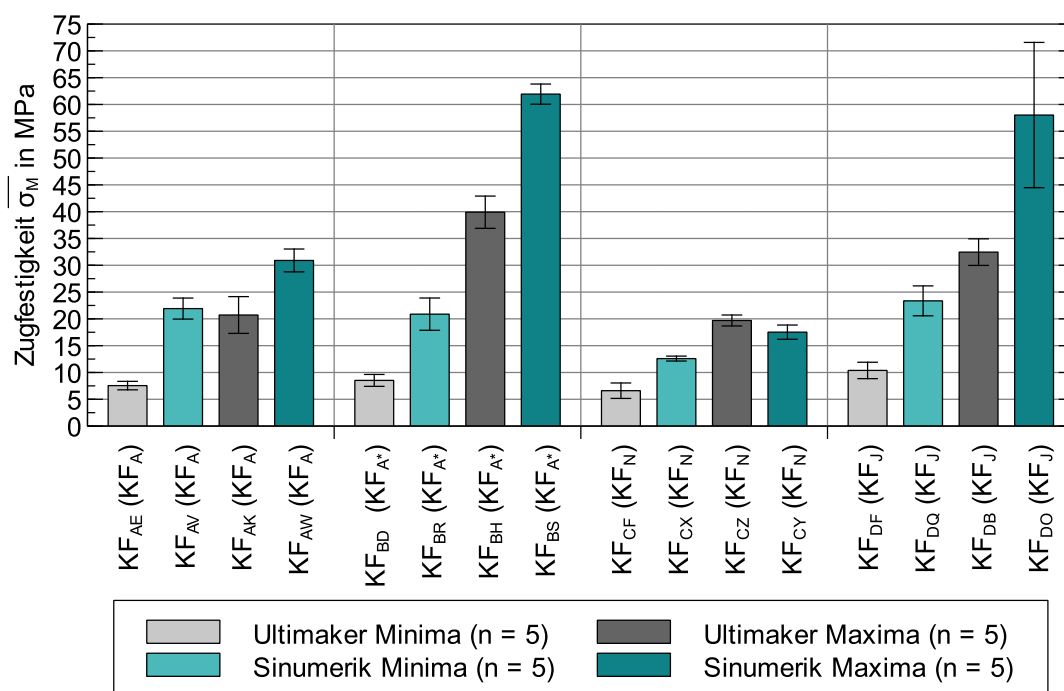


Abbildung XII-8-132: Vergleich der mittleren Zugfestigkeitsminima und -maxima (trocken)

Das durch die Prozessparameter aufgespannte Intervall an Zugfestigkeitswerten ist groß, obwohl die qualitative Bewertung der Prüfkörper das Gegenteil erwarten lässt. Die Zugfestigkeit kann bei dem Einsatz der Laservorwärmung mit Ausnahme des amorphen ABS Werkstoffes grundsätzlich erheblich gesteigert werden, wodurch die Erwartungshaltung durchweg bestätigt wird. Das Potenzial

der Bauraumheizung ist, abgesehen von den abgeminderten Schwindungs- und Verzugseffekten, hinsichtlich des Einsatzes zur interlaminaren Vorwärmung aufgrund der Limitation auf steife und deshalb vorzugsweise faserverstärkte Filamente grundsätzlich begrenzt, da die intralaminar angeordneten Fasern die für die interlaminare Festigkeit relevante Matrixquerschnittsfläche vermindern. Nichtsdestotrotz kann die Festigkeit der durch die Laservorwärmung hergestellten Prüfkörper bei ansonsten unveränderten Prozessparametern auf maximal 32 MPa gesteigert werden, während die Bruchdehnung mit 3,0 % verglichen mit dem Konzept der Bauraumheizung auf hohem Niveau bleibt. Durch das lasergestützte Vorwärmungskonzept werden komplett beheizte Bauräume obsolet.

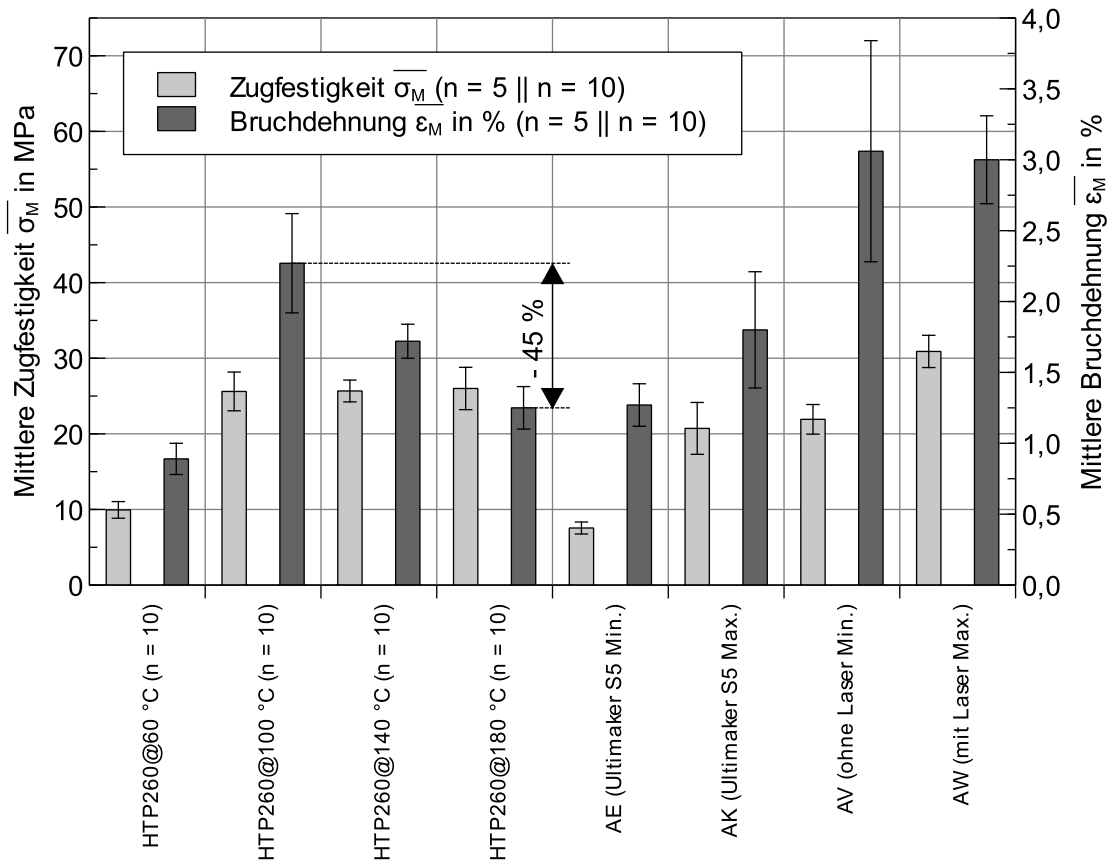


Abbildung XII-8-133: Vergleich der Bauraumheizung mit der Laservorwärmung (KFA, trocken)

Die Bauteile sind in ihrer geometrischen Dimension nicht limitiert und können auch von Robotern hergestellt werden, weil diese nicht der Wärmekonvektion der Bauraumheizung ausgesetzt werden. Die durch den Laser erzeugte, lokal begrenzte WEZ ist eine minimalinvasive Möglichkeit, die vom Stand der Technik bekannte, ungenügende Adhäsion in Z-Richtung unter Beibehaltung des Bruchdehnungsvermögens zu erhöhen. Die durch die temperaturabhängige Steifigkeit des Filaments limitierten Einsatzgrenzen der Bauraumheizung können durch die Erzeugung der lokalen WEZ aufgelöst werden, wodurch die Werkstoffvielfalt zugunsten von Hochleistungspolymeren steigt. Die Nachteile eines Laserschutzkonzepts sowie die aufwändigere Regelung und Steuerung des Lasers können durch quasi-isotrope, höher performante Bauteileigenschaften ausgeglichen werden, womit nicht nur generell Ressourcen in der Fertigung eingespart werden können, sondern auch die initiale Dimensionierung und Berechnung der Bauteile mit konventionellen FEM-Werkzeugen nach [390, 391] erfolgen kann, ohne auf die Eigenheiten des MEX-Prozesses explizit eingehen zu müssen. Die Bauteileigenschaften sind außerdem unabhängig von der Druckgeschwindigkeit, der Fertigungsdauer und der Bauteilgröße, da die Laserleistung entsprechend der Oberflächentemperatur des Substrats geregelt werden kann und dadurch normalisierend wirkt.

8.3. Bewertung der wirtschaftlichen Aspekte und Potenziale

Die wirtschaftliche Einordnung der in dieser Arbeit vorgestellten Themen bewegt sich aus technologischer Sicht in einem Spannungsfeld, da einerseits durch das Extrusionsprinzip und das dem Filament zugrunde liegenden Granulat Analogien zum Spritzguss existieren und andererseits über die Kurz- und Endlosfaserverstärkung auch Parallelen zu Fertigungstechnologien wie den SMC-, BMC-, GMT-, LFT-, und AFP-Technologien offenbar sind. Eine faire Bewertung muss dabei stets in Berücksichtigung und im Kontext mit dem jeweiligen Referenzprozess getroffen werden, wobei die fließenden Grenzen zwischen den Technologien eine gesamtheitliche Betrachtung wie die von Kegelmann [392] grundsätzlich erschweren. Die in diesem Abschnitt dargelegten wirtschaftlichen Vergleiche spiegeln nur auszugsweise das Gesamtbild wider, an das nicht der Anspruch auf Vollständigkeit gestellt wird.

Durch die Abschreibungen und die damit verbundene Umlage der einmaligen Investitionskosten auf die Gesamtheit aller Bauteile, sind die Maschinenkosten im AM-Bereich, gemessen am Anteil der Bauteilkosten, ähnlich wie beim Spritzguss oder bei Pressverfahren von untergeordneter Bedeutung. Die werkzeuglose Fertigung ist bei der Additiven Fertigung vor allem bei geringeren Stückzahlen und vermehrten Änderungsiterationszyklen und deshalb vor allem in der Produktentwicklung ein entscheidender Vorteil, der jedoch in der werkzeuggebundenen Serienfertigung durch den Einsatz von Aluminiumwerkzeugformen bereits bei mittleren Stückzahlen verpufft [70]. Je nach Bauteil- beziehungsweise Werkzeugformkomplexität und Losgröße verschiebt sich der Break-even-Point entweder zugunsten der Additiven Fertigung oder zugunsten der konventionelleren Fertigungstechnologien. Die Gemeinsamkeit der Kostenstruktur von AM-Bauteilen und generativ gefertigten Bauteilen besteht vor allem darin, dass sich die Werkstoffkosten pro Bauteil unabhängig von der Stückzahl nicht wesentlich ändern, was durch die Materialkosten im Spritzguss, die zu ca. 50–70 % der Bauteilkosten und damit zu dem größten Teil der Herstellkosten beitragen, deutlich wird. [18, 95]

Die im MEX-Verfahren generell hohen Filamentkosten, die gegenüber dem zugrunde liegenden Granulat häufig um einen zwei- oder dreistelligen Faktor höher liegen und deshalb analog zum Spritzguss den Haupteinflussfaktor für die Bauteilkosten darstellen, sind nach wie vor ein Grund, warum sich eine flächendeckendere Etablierung dieser Technologie nach wie vor nicht durchsetzt [115]. Dabei sind die erhöhten Werkstoffkosten nicht allein auf den zusätzlichen, wertschöpfenden Schritt der Filamentextrusion zurückzuführen, sondern vielmehr auf die Erforschung der Additive und Füllstoffe, die eine Verarbeitung im MEX-Verfahren überhaupt erst ermöglichen sowie die überaus aufwändige Zertifizierung. Während die UL-Zertifizierung der Spritzgussgranulate in Form von Yellow Cards legitimerweise direkt auf die Flammseigenschaften der finalen Bauteile schließen lässt, ist im AM-Bereich aufgrund des nicht zu vernachlässigenden Einflusses des Fertigungsverfahrens auf die Bauteileigenschaften die Maschine selbst Teil der Zertifizierung und damit auch Bestandteil der Blue Card. Somit ist die Blue Card immer nur für die Kombination aus dem Material und der Maschine gültig, sodass bei der Verarbeitung auf einer anderen Maschine eine kostenintensive Rezertifizierung vorgenommen werden muss. Zwar besteht das enorme Potenzial durch fertigungsgerechte Neukonstruktionen, die Topologieoptimierung, makroskopische Kristallgitterstrukturen (sogenannte „Lattice structures“) und weitere Maßnahmen, um das buy-to-fly Verhältnis und dadurch auch den Materialeinsatz generell zu minimieren, jedoch verschiebt sich damit lediglich der Kostenaufwand in die personal- und damit kostenintensive, digitale Datenauf- und Arbeitsvorbereitung. Die damit verbundenen Engineering- und Programmierkosten werden auf die gesamte Losgröße umgeschlagen, während die Rüstkosten pro Baujob anfallen und die Nachbearbeitungskosten sowie Füge- und Montagekosten pro Bauteil berechnet werden. Je nach Maschinen- und Personenstundensatz marginalisiert sich durch die aufwändige digitale Datenauf- und

Vorbereitung der durch die Werkstoffeinsparung reduzierte Kostenaufwand. Die Fixkosten, wie zum Beispiel die Nonconformance costs (NCC) und der anvisierte Gewinn vor Zinsen und Steuern (E-BIT), ergänzen die Selbstkosten letztlich zum jeweiligen Stückpreis. Die typische Kostenstruktur ist in nachstehender Abbildung XII-8-134 für eine fiktive, aber repräsentative AM-Designstudie dargestellt, die sich aufgrund der angefragten Liefermenge an der Grenze zur Kleinserie bewegt. Auch wenn im Sinne des Rapid Toolings in diesem Fall prinzipiell ebenso die additive Fertigung einer Spritzgussform möglich ist, wird kundenseitig die Fertigung der finalen Bauteilgeometrie favorisiert.

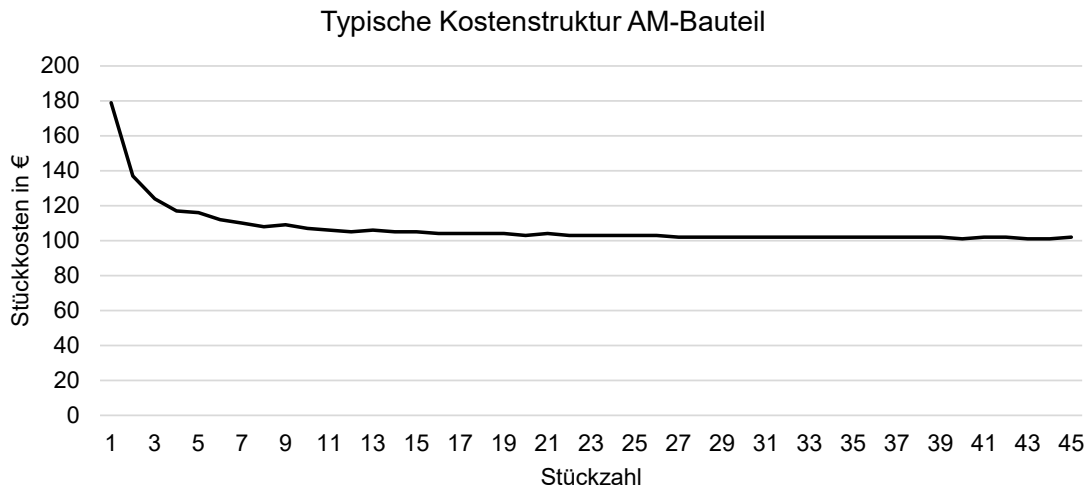


Abbildung XII-8-134: Typische Kostenstruktur für ein MEX-Bauteil

Die Einmalaufwendungen im Engineering und in der Programmierung beziehungsweise in der Arbeitsvorbereitung sind maßgeblich dafür verantwortlich, dass der Selbstkostenpreis erst ab einer Stückzahl von fünf–zehn konsolidiert. Eine detailliertere Selbstkostenaufteilung ist in nachfolgender Abbildung XII-8-135 dargestellt, in der deutlich wird, dass die für die Herstellungskosten hauptverantwortlichen Materialkosten mit dem größten Anteil zu den Selbstkosten beitragen, gefolgt von den Kosten der Arbeitsvorbereitung.

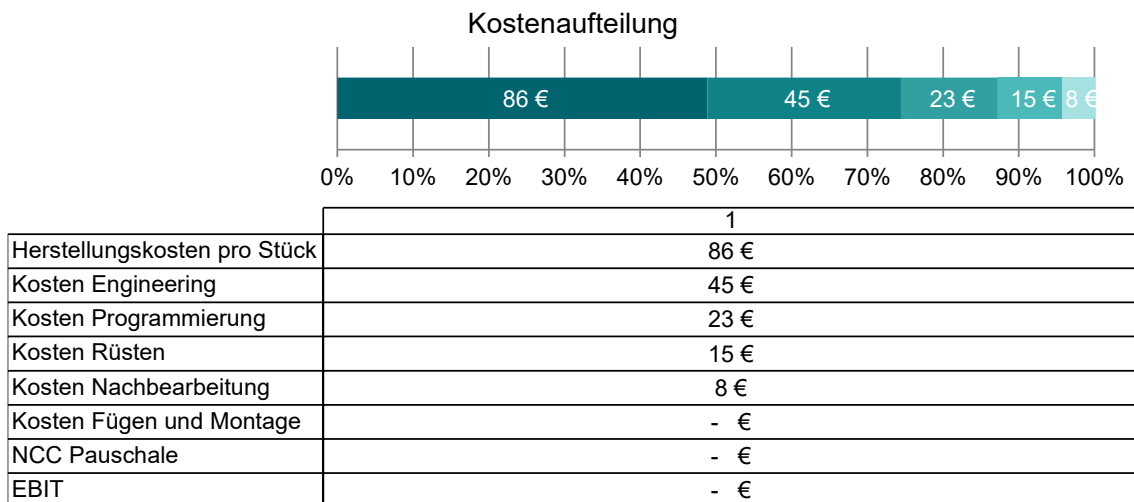


Abbildung XII-8-135: Selbstkostenaufteilung für ein fiktives AM-Bauteil

Eine tatsächliche Reduzierung der Selbstkosten eines Bauteils kann demnach vor allem durch kostengünstige, leistungsfähigere und vor allem auch zertifizierte Werkstoffe erfolgen. Zusätzlich zu den allgemeinen wirtschaftlichen Potentialen der Additiven Fertigung, wie zum Beispiel ein geringes

buy-to-fly Verhältnis oder eine verbesserte Obsoleszenzstrategie, von denen sowohl Ersatzteile als auch Neukonstruktionen profitieren, maximiert die in dieser Arbeit vorgestellte Kombination aus den Leichtbaumöglichkeiten und der Topologieoptimierung durch die erzielten verbesserten mechanischen Eigenschaften vornehmlich die festigkeits- und steifigkeitsbezogenen Kosten.

Die Wirtschaftlichkeit der Kurzfaserverstärkung aus Abbildung XII-8-136, ausgedrückt durch das Festigkeits- beziehungsweise Steifigkeits- pro €/kg-Verhältnis, bewegt sich laut des UVP-Niveaus (05/2020) bei den nicht flammgeschützten Werkstoffen bezüglich des E-Moduls zwischen 60 MPa/(€/kg) beim Werkstoff KF_I und 141 MPa/(€/kg) beim Werkstoff KF_G .

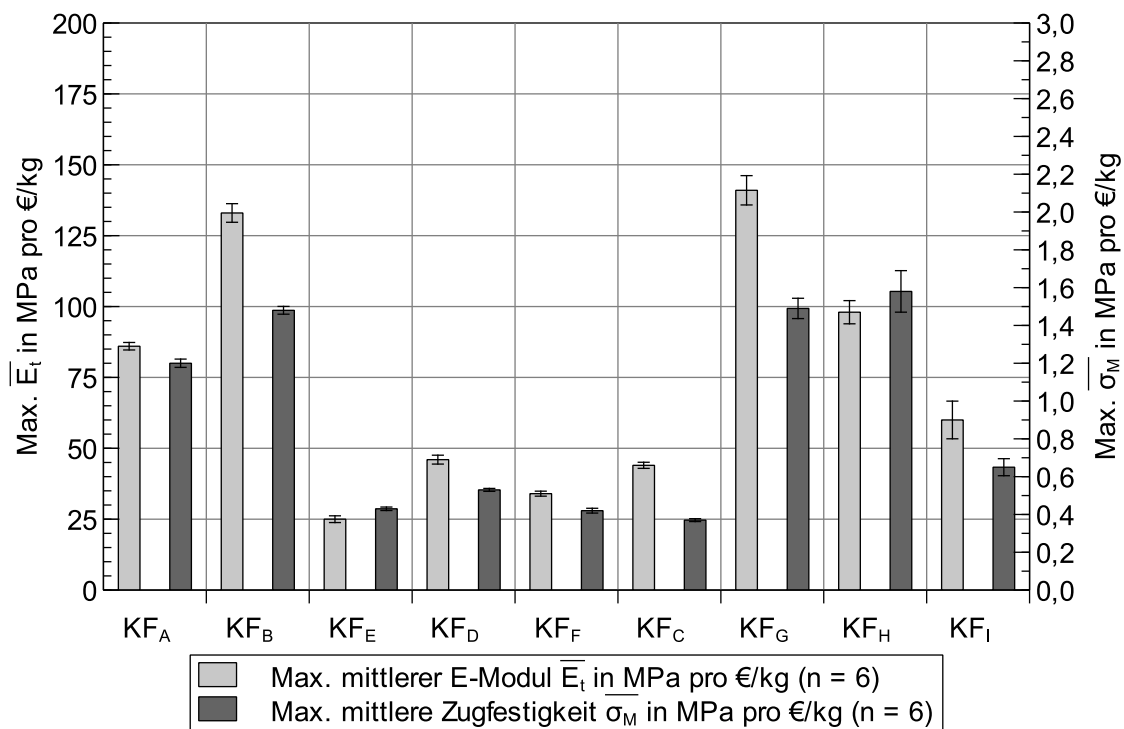


Abbildung XII-8-136: E-Modul und die Zugfestigkeit bezogen auf die UVP-Herstellerpreise

Bezüglich der Zugfestigkeit bewegt sich die Spannweite der Wirtschaftlichkeit zwischen 0,65 MPa/(€/kg) beim Werkstoff KF_I und 1,58 MPa/(€/kg) beim KF_H und offenbart damit analog zum E-Modul sehr hohe Divergenzen. In der technisch-wirtschaftlichen Gesamtbetrachtung bilden die PA 6 CF20 Werkstoffe KF_B und KF_G die beste Wirtschaftlichkeit. Die flammgeschützten Werkstoffe werden aufgrund ihrer Eigenheit gesondert bewertet, da die Entscheidung über deren Einsatz von zusätzlichen Faktoren als der reinen mechanischen Leistungsfähigkeit abhängt. Die flammgeschützten Werkstoffe bewegen sich beim E-Modul zwischen 25 MPa/(€/kg) beim KF_E Werkstoff und 46 MPa/(€/kg) beim KF_D Werkstoff und bei der Zugfestigkeit zwischen 0,37 MPa/(€/kg) beim KF_C Werkstoff und 0,53 MPa/(€/kg) beim KF_D Werkstoff. Somit bietet der flammgeschützte und verstärkte PA 6.66 Werkstoff KF_D die höchste und das unverstärkte Werkstoffäquivalent KF_E die niedrigste Wirtschaftlichkeit. Die Unterschiede in den absoluten mechanischen Eigenschaften werden durch die Füllung mit Flammenschutzmitteln und den Fasern gemäß dem Vergleich aus Abbildung XII-8-128 relativiert und somit verringert. Aus diesem Grund kann es je nach technischer Spezifikation mit entsprechenden Einschränkungen zum Beispiel bei der Dauergebrauchstemperatur beziehungsweise der Wärmeformbeständigkeitstemperatur (HDT) unter wirtschaftlichen Aspekten lohnenswerter sein, den Einsatz von PA 6.66-basierten Werkstoffen zu bevorzugen. Unter dem Gesichtspunkt eines industriellen, flächendeckenden Einsatzes beschränkt sich die Konkurrenzfähigkeit der additiven, filamentbasierten Kurzfaserverstärkung mit Filamentpreisen zwischen 81 (KF_H)–

191 (Onyx) €/kg aufgrund der vergleichsweise geringen Materialkosten bei der additiven Granulatdirektverarbeitung und im Spritzguss, bei denen die Großhandelspreise bei vergleichbarer mechanischer Performance für ein reines PA 6 Granulat mit 2,77–3,30 €/kg und die eines GF-verstärkten PA 6 Granulats mit 3,11–3,40 €/kg angegeben werden, nach wie vor auf Kleinserien, Nischen- und Expertenwendungen [128, S. 12, Tabelle 1-4.]. Um die Materialkosten für faserverstärkte Filamente zu senken, besteht zum Beispiel prinzipiell die Möglichkeit, ausrangierte Windturbinenblätter zu recyceln [393]. Duroplastische BMC- und SMC-Materialien, die im Pressverfahren verarbeitet werden, liegen mit Materialpreisen gemäß Eyerer et al. [138, S. 323] nach Eyerer [394] mit 2,5–5 €/kg unter dem Niveau der kurzfaserverstärkten Filamente.

Die UVP der kommerziellen Endlosfasergarne aus Abbildung XII-3-32–Abbildung XII-3-35 beträgt unter Annahme der entsprechenden Dichten aus dem herstellereigenen Datenblatt [343] für das G-Faser Filament 978 €/kg, für das HSHT-G-Faserfilament 1223 €/kg, für das AF-Faserfilament 1528 €/kg und für das C-Faserfilament 1965 €/kg, während der UVP-Preis für den Onyx Matrixwerkstoff mit 191 €/kg angegeben wird [395]. Selbst bei den mit konventionellen Faserverbundtechnologien vergleichsweise niedrigen Faservolumenanteilen von bis zu 20 % führen die entsprechenden Mischpreise zu sehr hohen Materialkosten, die in Anbetracht dessen, dass der reine C-Faser Preis in der Literatur mit 18 €/kg bereits als hoch und für einen breiteren Markt als hinderlich angesehen wird, wirtschaftlich gesehen in keinem vertretbaren Verhältnis zu der mechanischen Leistungsfähigkeit stehen [19, S. 153]. Der Zielpreis für den wirtschaftlichen Großserieneinsatz von CFK-Bauteilen im Automobilbereich liegt mit < 10 €/kg in gänzlich anderen Größenordnungen als die Möglichkeiten der kommerziellen additiven Endlosfaserverstärkung [19, S. 153]. Auch der Matrixwerkstoff mit dem Produktnamen Onyx liegt im oberen Extrem der Preisspanne für verstärkte Filamente, obwohl die mechanischen Eigenschaften mit einem E-Modul von 6410 MPa und einer Zugfestigkeit von 84 MPa im Kontext der in Abbildung XII-8-128 zusammengefassten Filamente lediglich im Mittelfeld angesiedelt sind. In Verbindung mit dem maximal möglichen HSHT-Glasfasermassenanteil führt das ebenfalls kostenintensive Matrixmaterial gemäß der Mischregel zu Werkstoffkosten von 382 €/kg. Sofern die Materialkosten gesenkt werden können, treten die tatsächlichen Potenziale einer Endlosfaserverstärkung wieder in den Vordergrund, weshalb in dem Rahmen dieser Arbeit eine Filamentanlage aufgebaut wurde, die mit konventionellen, zertifizierten Standardgranulaten und handelsüblichen Faserhalbzeugen endlosfaserverstärkte Filamente herstellt, die anschließend auf einer industriellen Maschine verarbeitet werden. Die handelsüblichen Spritzgussgranulate werden zu marktüblichen Preisen bezogen und die Hybridglasfasern sind mit maximal 10 €/kg zwar doppelt so teuer wie die reinen Glasfaserrovings, jedoch sind sie selbst nach Verarbeitung zum Filament noch immer die weitaus kostengünstigere Variante als die kommerziell verfügbaren Faserfilamente. Das Preisniveau der C-Faserrovings liegt, verglichen mit den Endlosfaserfilamenten mit 40–60 €/kg niedrig, auch wenn sie aufgrund ihrer Feinheit von 200 tex über den markt- und branchenüblichen Preisen kursieren. Die reinen Werkstoffkosten können über den Fasermassenanteil mithilfe der Mischungsregel direkt berechnet werden und betragen bei der höchsten tex Zahl sowohl beim FR-Hybridglasfaserfilament als auch bei dem Rovingcarbonfaserfilament < 10 €/kg. Da in der vorgestellten Variante der Endlosfaserintegration keine zusätzliche Matrix extrudiert wird, werden für die Kalkulation keine zusätzlichen Mischpreise angesetzt, wodurch in Bezug auf den Vergleich zwischen den UVP-Verkaufspreisen der kommerziellen HSHT-Glasfaserverstärkung und den Materialkosten der Eigenproduktion der FR-Hybridglasfaserfilamente bei annähernd gleichem Fasermassenanteil ein Faktor von 38 resultiert.

Der Einsatz der Laservorwärmung ist neben den Material- beziehungsweise Parameteroptimierungen der Kurzfaserverstärkung sowie der Materialsubstitution in Kombination mit der Verfahrensmodifikation in der Endlosfaserverstärkung eine effiziente Methode der Wirtschaftlichkeitserhöhung, da

ohne gleichzeitige Erhöhung der laufenden Kosten der reduzierte Werkstoffeinsatz zu konstanten Ressourceneinsparungen beiträgt. Für teilkristalline Werkstoffe können bereits in der Dimensionierung und Berechnung quasi-isotrope Materialmodelle hinterlegt werden, die nicht nur in einer FEM-Simulation und Topologieoptimierung die Ermittlung der Materialkonstanten vereinfachen, sondern außerdem eine Überdimensionierung vermeiden. Durch die Erhöhung der Verbindungsfestigkeit in Z-Richtung wirken die erhöhten mechanischen Eigenschaften homogenisierend und normalisierend, wodurch sie sich einerseits besser mit den Spritzgusseigenschaften vergleichen lassen und andererseits multiaxiale Beanspruchungen und Spannungszustände berücksichtigt werden können.

Zusammenfassend tragen die vorgestellten Ergebnisse wesentlich zu einer Erhöhung der Leistung und der Wirtschaftlichkeit des MEX-Verfahrens bei, dessen Kosten im kommerziellen Bereich überwiegend durch die sehr hohen Werkstoffkosten getrieben werden. Außerdem muss berücksichtigt werden, dass die wirtschaftlichen Aspekte, ähnlich wie die mechanischen Eigenschaften, nicht nur grundsätzlich von der Bauteilgeometrie selbst, sondern vor allem auch von den Fertigungsparametern abhängen. Der nachfolgende Ausblick zeigt unter anderem weitere technische Möglichkeiten zur Erhöhung der Wirtschaftlichkeit auf, die zwar vielversprechend sind, aber aufgrund ihres Reifegrades einer vorherigen, eingängigen Untersuchung unterzogen werden müssen.

9. Ausblick

Die Sensitivität des MEX-Prozesses gegenüber Prozessschwankungen aufgrund unzuverlässiger Mechanik, toleranzbehafteter Halbzeuge und unausgereifter Software kann durch den Einsatz industrieller Komponenten der Automatisierungstechnik und etablierter Arbeitsvorbereitungssoftware bereits deutlich verringert werden, jedoch sorgt der zurückhaltende Einsatz von Sensorik und closed-loop beziehungsweise inline Prozessüberwachungslösungen zu fehlenden Fehlerdetektionsmöglichkeiten, was einer gesamtheitlichen Bewertung der Prozessqualität abträglich ist. Die druckgesteuerte Extrusion hat gegenüber der drehzahl- beziehungsweise weggesteuerten Extrusion trotz fortschreitender Algorithmik gemäß Tronvoll et al. [396] entscheidende Vorteile, weshalb sie bereits in konventionellen Technologien wie zum Beispiel im Spritzguss und in der Filamentextrusion standardmäßig eingesetzt wird. Der Transfer des Prinzips in den MEX-Prozess ist auch aufgrund der begrenzt verfügbaren Druckmesssensorik noch nicht flächendeckend gelungen, obwohl darin ein fundamentales Verbesserungspotenzial gesehen wird [397]. Auf diese Weise rückt das „First-time-right“ Prinzip nach wie vor in weite Ferne, da nicht nur korrigierende Mechanismen für eine Reaktion, sondern bereits die Möglichkeiten der Detektion fehlen. Für die Prozessüberwachung ist neben der Implementierung einer Schallemissionsmessung von Wu et al. [398] die Integration eines magnetoelastischen Sensors nach Dimogianopoulos et al. [399], der Einsatz von Interferenzfiltersensoren auf dem Prinzip von Faser-Bragg-Gittern nach Kousiatza et al. [400], der Einbau von IR-Sensorik gemäß Zhang et al. [401] oder die Einführung von thermisch bildgebender Sensorik gemäß Maleki-pour et al. [402] sowie die direkte Überwachung der Wärmeeinflusszone, wie es bei führenden Herstellern bei den additiven Sinter- und Schmelzverfahren mittlerweile üblich ist, denkbar. Die Implementierung einer closed-loop Regelung nach dem Vorbild von Li et al. [403], die auf Basis eines Algorithmus einen Prozessfehler erkennt, daraufhin das Fehlerbild klassifiziert, bewertet und entsprechende Gegenmaßnahmen einleitet, kann durch die Möglichkeiten von Big Data und künstlicher Intelligenz unterstützt werden.

Durch die Faserverstärkung können die mechanischen Eigenschaften trotz der Einarbeitung von Flammenschutzmitteln bereits maßgeblich verbessert werden, jedoch besteht noch immer Handlungsbedarf in der gezielten, lastpfadgerechten Generierung der Werkzeugbahnen, obwohl bereits frühere Ansätze nach der CAIO-Methode von Reuschel und Mattheck [404] sowie deren Erweiterung von Moldenhauer [405] vielversprechend scheinen und die neueren Arbeiten von Nezami und Fuhr [234] sowie Safonov [406], Zhang et al. [407], Lee et al. [408] und Suzuki et al. [409] Fortschritte aufweisen. Damit das Bauteil mit seinen entsprechenden Schnittstellen zum Produkt einer vorgelagerten CAE- oder Topologieoptimierung transformiert werden kann, muss ein Paradigmenwechsel hin zum Simulations-getriebenen Design stattfinden, der sich in konventionellem Engineering allmählich durchsetzt [385]. Die anschließende, manuelle Wahl der Fertigungsoperationen erfordert aus Sicht des Konstrukteurs sehr viel Know-how, weshalb die Nutzung der Möglichkeiten des Feature Based Machinings (FBM) die Akzeptanzschwelle senken und die Anwendervielfalt erhöhen würde. Die integrierte CAX-Kette muss nicht nur durchgängig sein, wie es in dieser Arbeit demonstriert wird, sondern sie muss außerdem nach der Erstellung des NC-Codes den Kreislauf zur ursprünglichen Simulation schließen. Denkbar ist hierbei ein Mapping der NX CAM-internen, durch ein Vektorfeld extrapolierten Werkzeugpfade auf die Knoten des volumetrischen FEM-Netzes aus der ursprünglichen Simulation und die Zuweisung der vorherrschenden Materialorientierung aus dem Werkzeugpfad, woraus anschließend eine iterative, lastpfadgerechte Optimierung der Werkzeugpfade auf Basis der Lastpfade durchgeführt werden kann. Aufgrund der 5-achsigen Fertigung und die dadurch weitgehend obsoleten Stützkonstruktionen kann der sowieso schon geringe Materialeinsatz somit bis auf ein Minimum reduziert werden, wodurch das buy-to-fly Verhältnis im Vergleich zu additiven, pulverbasierten Verfahren unter der Prämisse der noch immer geringen Pulver

Rezyklisierungsraten kleiner und damit besser ist. Um die Imprägnierung und Tränkung der Fasern zu verbessern, wird bereits in Abbildung XII-4-48 ein Demonstrator vorgestellt, der in erster Linie dazu genutzt werden kann, den der Fertigung vorgelagerten, separaten Schritt der Filamentherstellung in das MEX-Verfahren zu integrieren. Die Fasern werden auf diese Weise in situ beziehungsweise inline von der Granulatschmelze imprägniert und anschließend direkt extrudiert. Da jedoch bereits die prä Imprägnierung, der ein vergleichsweise hoher Imprägnierungsdruck zugrunde liegt, zu teils unzureichenden Ergebnissen führt, sollten parallel die Möglichkeiten einer vorgelagerten Faserspreizung und einer in situ Polymerisation gemäß der kontinuierlichen, anionische Polymerisation beziehungsweise nach dem Prinzip der in situ Polymerisation in Anlehnung an Sambale [410] und Botelho et al. [411] in Verbindung mit dem MEX-Prozess geprüft werden. Die äußerst niederviskosen Monomere führen theoretisch zu einer hervorragenden Durchtränkung der Fasern, die dazu genutzt werden kann, selbst größere tex-Stärken zu imprägnieren. In Kombination mit einer nachgelagerten Strahlenvernetzung gemäß Ehrenstein und Brocka kann die kontinuierliche Polymerisation finalisiert werden [412, 413]. Die Funktionalisierung von Polymeroberflächen mittels Plasmavorbehandlung ist in allgemeinerer, ausführlicher Form von Friedrich [414] beschrieben und wird bereits von Sachs et al. [415] auf den LS-Prozess angewendet, weshalb dieses Potenzial prinzipiell auch im MEX-Prozess dafür genutzt werden kann, um die Faser-Matrix Adhäsion zu erhöhen. Die weiterführenden Maßnahmen zur Verbesserung der Faser-Matrix Adhäsion sollten gesamtheitlich einerseits theoretisch zum Beispiel durch die Ansätze von Fu und Lauke [416] und andererseits experimentell wie zum Beispiel nach dem Vorgehen von Beter et al. [417] standardisiert, evaluiert und validiert werden. Die in dieser Arbeit vorgestellte Laservorwärmung entfaltet ihr Potenzial vor allem bei unverstärkten Werkstoffen, da die Vorzugsrichtungen der Fasern grundsätzlich in der planaren X-Y Ebene liegen. Neben der herausfordernden Steuerung oder closed-loop Regelung eines Scanning-Systems, das den Laserspot rund um den Extrusionsstrang auf das Substrat projiziert und die Leistung in Abhängigkeit von der Substrattemperatur einstellt, müssen für ein quasi-isotropes und verstärktes Bauteil entsprechende Mechanismen implementiert werden, die über den Stand der Technik hinaus an die Technologie des Z-Pinnings angelehnt sind [300, 418, 419]. Die Eincompounding von IR-Absorbern, die beispielsweise bereits im Laserdurchstrahlschweißen eingesetzt werden, kann die oberflächennahe Absorption bei der Laservorwärmung erhöhen und zu einer erhöhten Materialvielfalt beitragen, was zu einer breiteren Akzeptanz dieser Verfahrensmodifikation führt [383, 420]. Ebenso besteht weiterer Forschungsbedarf in der Frage, wie die Strahl-Stoff Wechselwirkung von flammgeschützten Kunststoffen gestaltet werden muss, damit die Freisetzung und Exposition toxischer Gase limitiert werden kann. Parallel hierzu ist die Kombination aus der Endlofaserverstärkung und der Laservorwärmung eine äußerst vielversprechende Verfahrensvariante, die die Lücke zwischen dem klassischen MEX-Verfahren und dem etablierten AFP-Verfahren zu schließen vermag.

Auch wenn im Rahmen dieser Arbeit vermehrt Vergleiche zum Spritzguss gezogen werden, wird die Additive Fertigung in Übereinstimmung mit Löh stets als Ergänzung zu bereits etablierten Prozessen gesehen, obwohl durchaus Überschneidungen im Kleinserienbereich und demnach auch Spannungsfelder existieren [39, 421]. Ein wertvoller Mehrwert wird deshalb vor allem in der Kombination aus werkzeuggebundenen oder materialabtragenden und additiven Technologien gesehen. Die beispielhafte Prozesskombination aus konventionell vorgeformten PA 6 Organoblechen und der anschließenden Ergänzung mit additiven PA 6 Strukturen, dargestellt in Abbildung XII-9-137, vereint in einer Symbiose die beiderseitigen Verfahrensvorteile anhand von großflächigen Bauteilen und den Möglichkeiten der Individualisierung und Funktionsintegration, wodurch der Weg zu neuen Anwendungsgebieten und der kundenindividuellen Massenproduktion gemäß der Klassifikation nach Lachmayer et al. [422] geebnet wird. Da die Grenzfläche zwischen dem Organoblech und den

additiven Strukturen kaum nachweisbar ist, bestätigt die Mikroskopie das Potenzial dieser aussichtsreichen Verfahrenskombination, da nachgelagerte Fügeprozesse infolge einer Direktintegration von Inserts überflüssig werden.

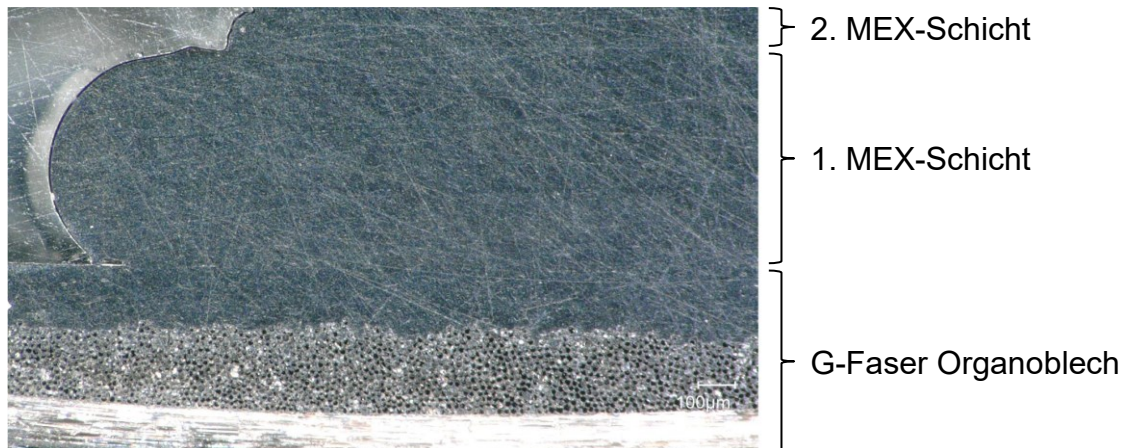


Abbildung XII-9-137: Grenzfläche zwischen Organoblech und MEX-Struktur

Die resultierenden funktional abgestuften Materialeigenschaften führen zu leistungsstarken, hybriden Sandwichstrukturen, die auf den jeweiligen Anwendungsfall zugeschnitten werden können. In Ergänzung zu Nezami und Fuhr bestätigen Polenz et al. am Beispiel einer hybriden Bauteilkombination aus dem Druckguss und AM bereits die generelle Vorteilhaftigkeit und Sinnhaftigkeit der Hybridisierung [234, 423]. Die Kombination aus dem AFP und dem MEX-Prozess wird von Rakhshbahar und Sinapius bereits als aussichtsreich angesehen [424].

Der Break-even-Point der meisten Neukonstruktionen begünstigt trotz der großen Fortschritte im AM-Bereich nach wie vor den Spritzguss gegenüber dem MEX-Verfahren, was einerseits an den erforderlichen Losgrößen, den hohen MEX-Werkstoffkosten und der aufwändigen (Re-)Zertifizierung liegt und andererseits auch der vorzugsweise spritzgussgerechten Auslegung durch die Konstrukteure geschuldet ist. Die Anwendung des Substitutionsprinzips durch ein grundsätzliches Umdenken in der frühen Konzept- und Designphase hinter sich zu lassen, erfordert nicht nur Know-How, Mut und Zeit, sondern vor allem allgemeingültige und fundierte Werkstoffdaten sowie präzise, genaue, reproduzierbare und zuverlässige Prozesse. Im Ersatzteilgeschäft lohnt sich die Additive Fertigung vor allem dann, wenn das buy-to-fly Verhältnis oder der manuelle Aufwand ansonsten hoch ist, die Stückzahlen gering sind oder ursprüngliche Werkzeugformen obsolet sind. Durch weitere Verfahrensanpassungen, wie zum Beispiel die Reduktion des manuellen Aufwands beim Rüsten und in der Nachbearbeitung, ist auch der Vorstoß in Neuserien und mittlere Losgrößen denkbar, sofern sichergestellt werden kann, dass sich die Skalierungseffekte ausschließlich auf die Stückzahlen beschränken und die aktuellen Herausforderungen beherrschbar bleiben. Auch wenn das MEX-Verfahren gemäß dem Gartner-Hype Cycle 2019 [63] kurz vor dem Plateau der produktiven Phase steht, bleibt aufgrund der strategischen Positionierung von AM nach wie vor die Frage offen, wie die optimistischen Einschätzungen und Erwartungen vor dem Hintergrund der noch immer fundamentalen technischen, wirtschaftlichen und vor allem auch rechtlichen Herausforderungen [425] ohne weiterführende intensive Forschungsaktivitäten zeitnah erfüllt werden können.

XIII. LITERATURVERZEICHNIS

- [1] Bundesministerium für Bildung und Forschung, Bundesministerium für Bildung und Forschung, Deutschland druckt dreidimensional: Additive Fertigung revolutioniert die Produktion, Bundesministerium für Bildung und Forschung, Hg., 2017. Aufl. Berlin: Bundesministerium für Bildung und Forschung, 2017. [Online]. Verfügbar unter: www.bmbf.de/upload_filestore/pub/Deutschland_druckt_dreidimensional.pdf
- [2] T. C. H. Cole, Wörterbuch Polymerwissenschaften. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2006.
- [3] Additive Fertigungsverfahren - Grundlagen, Begriffe, Verfahrensbeschreibungen, VDI 3405, 2014.
- [4] Additive Fertigung - Grundlagen - Terminologie, DIN EN ISO/ASTM 52900:2018-06, 2018.
- [5] R. Cuntze, Fachbegriffe für Kompositbauteile - Technical terms for composite parts: Glossar für Bauwesen und Maschinenbau - Glossary for civil- and mechanical engineering, 1. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2019.
- [6] G. Böge, P. Franke, P. Kurzweil und W. Weißbach, Formeln und Tabellen Maschinenbau: Für Studium und Praxis : mit über 2000 Stichwörtern, Böge, Alfred; Böge, Wolfgang, Hg., 4. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2015.
- [7] K.-H. Grote, Dubbel: Taschenbuch für den Maschinenbau, Feldhusen, Jörg, Hg., 22. Aufl. s.l.: Springer-Verlag, 2007. [Online]. Verfügbar unter: search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&scope=site&db=nlebk&db=nlabk&AN=261907
- [8] A. Böge und W. Böge, Springer Vieweg, Handbuch Maschinenbau: Grundlagen und Anwendungen der Maschinenbau-Technik, Böge, Alfred; Böge, Wolfgang, Hg., 23. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2017.
- [9] H. Czichos und M. Hennecke, Hütte: Das Ingenieurwissen : Jubiläumsausgabe 150 Jahre Hütte, 33. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer, 2008.
- [10] W. Skolaut, Maschinenbau: Ein Lehrbuch für das ganze Bachelor-Studium. Berlin: Springer Vieweg, 2014. [Online]. Verfügbar unter: gbv.ebib.com/patron/FullRecord.aspx?p=1996149
- [11] H. Wittel, D. Muhs, D. Jannasch und J. Voßiek, Roloff/Matek Maschinenelemente: Normung, Berechnung, Gestaltung, 22. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2015.
- [12] T. Westermann, Mathematik für Ingenieure: Ein anwendungsorientiertes Lehrbuch, 7. Aufl. Berlin: Springer Vieweg, 2015.
- [13] A. Böge und W. Böge, Technische Mechanik: Statik - Reibung - Dynamik - Festigkeitslehre - Fluidmechanik, 31. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2015.
- [14] W. Schnell, D. Gross und W. Hauger, Technische Mechanik, 7. Aufl. Berlin: Springer, 2002.
- [15] P. Stephan, S. Kabelac, M. Kind, D. Mewes, K. Schaber und T. Wetzel, VDI-Wärmeatlas, 12. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2019.
- [16] H. Schürmann, Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden, 2. Aufl., 2007.
- [17] P. Eyerer, P. Elsner und T. Hirth, Polymer Engineering: Technologien und Praxis, 2008.
- [18] E. Baur, S. Brinkmann, T. A. Osswald und E. Schmachtenberg, Saechtling Kunststoff Taschenbuch, 31. Aufl. München: Hanser, 2013. [Online]. Verfügbar unter: www.hanser-elibrary.com/action/showBook?doi=10.3139/9783446437296
- [19] AVK – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V., Springer Vieweg, Handbuch Faserverbundkunststoffe/Composites: Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen, AVK – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V., Hg., 4. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2014. [Online]. Verfügbar unter: lib.mylibrary.com/detail.asp?id=601673

- [20] W. Pfenning, „Bester Jahresauftakt seit vier Jahren“, *Plastverarbeiter*, Jg. 69, Nr. 06, S. 12–13, 2018.
- [21] PlasticsEurope, „Plastics – the Facts 2019: An analysis of European plastics production, demand and waste data“, 2019. [Online]. Verfügbar unter: www.plasticseurope.org/application/files/9715/7129/9584/FINAL_web_version_Plastics_the_facts2019_14102019.pdf. Zugriff am: 28. September 2020.
- [22] W. Pfenning, „Fast ungetrübtes Wachstum bei Kunststoffwaren“, *Plastverarbeiter*, Jg. 68, Nr. 11, S. 12–13, 2017.
- [23] T. A. Osswald und G. Menges, *Materials Science of Polymers for Engineers*, 1. Aufl. s.l.: Carl Hanser Fachbuchverlag, 2012. [Online]. Verfügbar unter: www.hanser-elibrary.com/action/showBook?doi=10.3139/9781569905241
- [24] M. Bienmüller, D. Joachimi, A. Klein und M. Munker, „Polyamid 6 und 66 (PA6 und 66)“, *Kunststoffe*, Nr. 10, 2013.
- [25] M. Scheibitz und P. Spies, „Polyamid 6 und 66 (PA6 und PA66): Asien und die Automobilindustrie prägen die Nachfrage nach Polyamiden“, *Kunststoffe*, 10 (Special), 2016. [Online]. Verfügbar unter: www.kunststoffe.de/kunststoffe-zeitschrift/archiv/artikel/asien-und-die-automobilindustrie-praegen-die-nachfrage-an-polyamiden-1653681.html
- [26] J. Neuhaus, „Robuste Nachfrage: Neue Sheet-Molding-Compound-Anwendungen fördern die Entwicklung des Marktes“, *Kunststoffe*, Nr. 10, 124-127, 2018.
- [27] T. Wohlers, R. I. Campbell, O. Diegel, R. Huff und J. Kowen, *Wohlers report 2020: 3D printing and additive manufacturing state of the industry*. Fort Collins, Colo.: Wohlers Associates, 2020.
- [28] M. Holmes, „Additive manufacturing continues composites market growth“, *Reinforced Plastics*, Jg. 63, Nr. 6, S. 296–301, 2019, doi: 10.1016/j.repl.2018.12.070.
- [29] O. Keßling, „Additive Adoleszenz: Materialhersteller und Verfahrensentwickler begegnen steigenden Anforderungen im 3D-Druck“, *Kunststoffe*, Nr. 10, S. 66–74, 2018.
- [30] N. N., „BASF setzt auf das Potenzial der additiven Fertigung“, *Plastverarbeiter*, Jg. 68, Nr. 09, S. 10, 2017.
- [31] D. Bourell, J. P. Kruth, M. Leu, G. Levy, D. Rosen, A. M. Beese und A. Clare, „Materials for additive manufacturing“, *CIRP Annals*, Jg. 66, Nr. 2, S. 659–681, 2017, doi: 10.1016/j.cirp.2017.05.009.
- [32] N. Paulsen und L. Klingholz, *Deutsche Industrie setzt auf 3D-Druck*. Berlin. [Online]. Verfügbar unter: www.bitkom.org/Presse/Presseinformation/Deutsche-Industrie-setzt-auf-3D-Druck
- [33] VDI-Gesellschaft Produktion und Logistik, „VDI-Statusreport Additive Fertigung 2019“, Nov. 2019. [Online]. Verfügbar unter: www.vdi.de/ueber-uns/presse/publikationen/details/3-d-druckverfahren-sind-realtaet-in-der-industriellen-fertigung. Zugriff am: 28. September 2020.
- [34] Y. Schwab, „Hauptschlagader aus dem 3D-Drucker: Universitätsklinikum Mainz verbessert Gefäßchirurgie mit 3D-gedruckten Patientenmodellen“, *Kunststoffe*, Nr. 04, S. 58–60, 2018.
- [35] J. Breuninger, R. Becker, A. Wolf, S. Rommel und A. Verl, *Generative Fertigung mit Kunststoffen: Konzeption und Konstruktion für Selektives Lasersintern*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2013.
- [36] I. Gibson, D. W. Rosen und B. Stucker, *Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing*. Boston, MA: Springer Science+Business Media Inc, 2010.
- [37] S. Asche, „Kunststoff geht auch“, *VDI nachrichten*, S. 22, 14. Sep. 2018, 2018.
- [38] M. Haerst, S. Leonhardt, L. Strauß und M. Eblenkamp, „Heißer Drucker: Individualisierte Implantate aus Hochleistungspolymeren durch additive Fertigung“, *Kunststoffe*, Nr. 04, S. 54–57, 2018.
- [39] D. Löh, „Die additive Fertigung ist eine Ergänzung, kein Ersatz: 3D-Druck auf dem Weg in die Serie“, *Plastverarbeiter*, Jg. 68, Nr. 11, S. 14–18, 2017.

- [40] M. Dahme, R. Hofmann und M. Kellermeyer, „Das Know-how steckt innen drin“, CADFEM Journal, Nr. 2, S. 32–35, 2017.
- [41] T. Wu und A. Tovar, „Design for Additive Manufacturing of Conformal Cooling Channels Using Thermal-Fluid Topology Optimization and Application in Injection Molds“ in ASME 2018 International Design Engineering Technical Conferences and Computers and Information in Engineering Conference, Quebec City, Quebec, Canada, 08262018, doi: 10.1115/DETC2018-85511.
- [42] T. Wu, S. A. Jahan, Y. Zhang, J. Zhang, H. Elmounayri und A. Tovar, „Design Optimization of Plastic Injection Tooling for Additive Manufacturing“, Procedia Manufacturing, Jg. 10, S. 923–934, 2017, doi: 10.1016/j.promfg.2017.07.082.
- [43] S. Asche, „Geschickt gewickelt“, VDI nachrichten, S. 24, 22. Dez. 2017, 2017.
- [44] J. Schmidt, „Potenziale hybrider Baugruppen mit 3D-gedruckten Komponenten am Beispiel der Eurofighter-Airbrake“. Wissenschaftstag 2017, DLR FA / FVT, 24. Okt. 2017. [Online]. Verfügbar unter: www.dlr.de/fa/Portaldata/17/Resources/dokumente/wissenschaftstag/2017/Potenziale_hybrider_Baugruppen_mit_3D_gedruckten_Komponenten_am_Beiispiel_der_Eurofighter_Airbrake_Schmidt.pdf. Zugriff am: 28. September 2020.
- [45] N. N., „„Do It Yourself“ erhöht die Produktionsleistung: Inhouse-3D-Drucker beschleunigen die Beschaffung von Montagehilfen“, Plastverarbeiter, Jg. 69, Nr. 04, S. 42–43, 18.
- [46] B. Keck, „Greifer-Varianten nach Kundenwunsch: Vollautomatisierte, rückverfolgbare additive Fertigung auf Abruf in Losgröße 1“, Kunststoffe, Nr. 04, S. 36–37, 2019.
- [47] O. Cyrus, „Schnelle Umrüstung mit 3D-gedruckten Greifern: Verschleissfeste Greifer aus tribologisch optimierten Kunststoffen“, Plastverarbeiter, Jg. 69, Nr. 05, S. 26–28, 2018.
- [48] M. Pranievicz, T. Kurfess und C. Saldana, „Adaptive geometry transformation and repair for hybrid manufacturing“, Procedia Manufacturing, Jg. 26, S. 228–236, 2018, doi: 10.1016/j.promfg.2018.07.031.
- [49] N. Knofius, M. C. van der Heijden und W. Zijm, „Moving to additive manufacturing for spare parts supply“, Computers in Industry, Jg. 113, S. 103134, 2019, doi: 10.1016/j.compind.2019.103134.
- [50] S. Rommel und A. Fischer, „Additive Manufacturing – A Growing Possibility to Lighten the Burden of Spare Parts Supply“ in Digital Product and Process Development Systems, 2013, S. 112–123.
- [51] Siemens Mobility GmbH, Siemens Easy Spares Marketplace, Siemens Easy Spares Marketplace. [Online]. Verfügbar unter: easysparesmarketplace.siemens.com/de/3D-Druck-Musterteilekatalog/Bugsch%C3%BCrze-3-tlg-kompl-/p/A2V00002431734. Zugriff am: 28. September 2020.
- [52] N. N., „Kompakter, günstiger, 3D-gedruckt: Additiv gefertigte Extrusionswerkzeuge können konventionellen überlegen sein“, Kunststoffe, Nr. 01, S. 60–61, 2018.
- [53] Y. Ibrahim, G. W. Melenka und R. Kempers, „Additive manufacturing of Continuous Wire Polymer Composites“, Manufacturing Letters, Jg. 16, S. 49–51, 2018, doi: 10.1016/j.mfglet.2018.04.001.
- [54] J. H. Glasschröder, Additiv gefertigte Werkstücke mit integrierten elektrischen Schaltungen unter Nutzung des 3D-Druckprozesses. München: Universitätsbibliothek der TU München, 2018.
- [56] N. I. Jaksic und P. D. Desai, „Characterization of resistors created by fused filament fabrication using electrically-conductive filament“, Procedia Manufacturing, Jg. 17, S. 37–44, 2018, doi: 10.1016/j.promfg.2018.10.010.
- [57] B. Keck, „Einleuchtende Idee: Fraunhofer ICT verarbeitet leitfähiges Material in der additiven Fertigung“, Kunststoffe, Nr. 05, S. 34–36, 2018.

- [58] M. Ma, P. Chen, L. Zhao und H. Zhang, „Design and experimental study on pneumatic extruding direct-writing deposition for multi-materials“, J. Phys.: Conf. Ser., Jg. 1074, S. 12145, 2018, doi: 10.1088/1742-6596/1074/1/012145.
- [59] A. Gebhardt, J. Kessler und L. Thurn, 3D-Drucken: Grundlagen und Anwendungen des Additive Manufacturing (AM), 2. Aufl. München: Hanser, 2016.
- [60] P. Fastermann, 3D-Druck/Rapid Prototyping: Eine Zukunftstechnologie - kompakt erklärt. Berlin, Heidelberg: Springer, 2012.
- [61] A. Gebhardt, Additive Fertigungsverfahren: Additive Manufacturing und 3D-Drucken für Prototyping - Tooling - Produktion, 5. Aufl. München: Hanser, 2016.
- [62] W. Hofmanns, „3D-Druck ist reif für die industrielle Anwendung: Trendbericht additive Fertigung“, Plastverarbeiter, Jg. 68, Nr. 11, S. 28–30, 2017.
- [63] P. Basiliere und M. Shanler, „Hype Cycle for 3D Printing, 2019“ G00369248, 17.07.20219. [Online]. Verfügbar unter: www.gartner.com/en/documents/3947508. Zugriff am: 28. September 2020.
- [64] A. Gebhardt, Generative Fertigungsverfahren: Additive Manufacturing und 3D Drucken für Prototyping ; Tooling ; Produktion, 1. Aufl. s.l.: Carl Hanser Fachbuchverlag, 2013.
- [65] P. Fastermann, 3D-Drucken: Wie die generative Fertigungstechnik funktioniert. Berlin: Springer Vieweg, 2014. [Online]. Verfügbar unter: gbv.ebib.com/patron/FullRecord.aspx?p=1636615
- [66] J. K. Fink, 3D Industrial Printing with Polymers. Newark: John Wiley & Sons, Inc, 2018. [Online]. Verfügbar unter: ebookcentral.proquest.com/lib/gbv/detail.action?docID=5612893
- [67] W. Eversheim und G. Schuh, Integrierte Produkt- und Prozessgestaltung. Berlin: Springer, 2005. [Online]. Verfügbar unter: lib.mylibrary.com/detail.asp?id=61614
- [68] R. Lachmayer, R. B. Lippert und T. Fahlbusch, Springer Vieweg, 3D-Druck beleuchtet: Additive Manufacturing auf dem Weg in die Anwendung, Lachmayer, Roland; Lippert, Rene Bastian; Fahlbusch, Thomas, Hg. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2016. [Online]. Verfügbar unter: gbv.ebib.com/patron/FullRecord.aspx?p=4518931
- [69] I. Gräßler, Kundenindividuelle Massenproduktion: Entwicklung, Vorbereitung der Herstellung, Veränderungsmanagement. Berlin, Heidelberg: Springer, 2004.
- [70] R. Siegmann, „Spritzguss schlägt 3D-Druck: Spritzguss mit Aluwerkzeugen als Alternative zu additiven Verfahren“, Plastverarbeiter, Spezial, Spezial, S. 26–29, 2017.
- [71] H. Plaggenborg und H. Dittmar, „Widerstandsfähiger und leichter als Aluminium: Kostengünstige Produktion stabiler endlosfaserverstärkter/D-LFT-Bauteile“, Plastverarbeiter, Jg. 68, Nr. 11, S. 48–51, 2017.
- [72] F. Baumann, Additive Fertigung von endlosfaserverstärkten Kunststoffen mit dem ARBURG Kunststoff-Freifform Verfahren, 1. Aufl. Düren: Shaker, 2020.
- [73] K. Fischer, „Leichte Kostenvorteile: Faserverstärkte thermoplastische Kunststoffe für die Großserie“, Kunststoffe, Nr. 10, S. 118–123, 2018.
- [74] A. Thielmann, C. Lerch, W. Seeliger, G. Bele, C. Zanker, A. Jäger, C. Keckl, J. Kuppinger, F. Henning, M. Stroka, M. Schneider, C. Birenbaum, J. Fleischer, G. Lanza, F. Baumann, R. Kopf, A. Krämer und H. Wagner, Wertschöpfungspotenziale im Leichtbau und deren Bedeutung für Baden-Württemberg: Studie. Stuttgart: Leichtbau BW GmbH, 2014. [Online]. Verfügbar unter: www.leichtbau-bw.de/fileadmin/user_upload/Downloads/RZ_LeichtbauBW_Studie_WSK_Web.pdf
- [75] A. Bellini und S. Güçeri, „Mechanical characterization of parts fabricated using fused deposition modeling“, Rapid Prototyping Journal, Jg. 9, Nr. 4, S. 252–264, 2003, doi: 10.1108/13552540310489631.

- [76] Stratasys Ltd. ©, „Siemens Customizes Production: Stratasys FDM 3D Printing enables extended customers service offering and streamlined supply chain“. [Online]. Verfügbar unter: www.stratasys.com/-/media/files/case-studies/consumer-goods/cs_fdm_en_siemens_0417a.pdf?la=de&hash=014D20007B9A9A70AC46ECBB5CE29F1E93011CDB. Zugriff am: 28. September 2020.
- [77] N. N., WIN-Verlag GmbH & Co. KG Siemens bietet 3D-Druck-Service – auch für Serien, Siemens bietet 3D-Druck-Service – auch für Serien. [Online]. Verfügbar unter: www.digital-manufacturing-magazin.de/siemens-bietet-3d-druck-service-auch-fuer-serien/. Zugriff am: 28. September 2020.
- [78] Stratasys Ltd. ©, „ULTEM 9085: PRODUCTION-GRADE THERMOPLASTIC FOR FORTUS 3D PRINTERS“. [Online]. Verfügbar unter: www.stratasys.com/-/media/files/material-spec-sheets/mss_fdm_ultem9085_1117a.pdf. Zugriff am: 28. September 2020.
- [79] N. N., medacom GmbH | 3D Drucker Material Baumaterial Ultem9085 Fortus Classic, Baumaterial Ultem9085 Fortus Classic. [Online]. Verfügbar unter: 3ddrucker.de/shop/pi.php/Material-Stratasys-FDM-Drucker/Fortus-900mc/Baumaterial-Fortus-900/baumaterial-ultem9085-fortus-classic.html. Zugriff am: 28. September 2020.
- [80] Ensinger GmbH, „Halbzeuge: Technische Kunststoffe - Das Handbuch“ 10/12 E9911075A011DE, 2012. [Online]. Verfügbar unter: www.ensingerplastics.com/de-de/downloads. Zugriff am: 28. September 2020.
- [81] S. Curran, P. Chambon, R. Lind, L. Love, R. Wagner, S. Whitted, D. Smith, B. K. Post, R. Graves, C. Blue, J. Green und M. Keller, „Big Area Additive Manufacturing and Hardware-in-the-Loop for Rapid Vehicle Powertrain Prototyping: A Case Study on the Development of a 3-D-Printed Shelby Cobra“ in SAE 2016 World Congress and Exhibition, 2016, doi: 10.4271/2016-01-0328.
- [82] T. Hofstätter, D. B. Pedersen, G. Tosello und H. Hansen, „Challenges and opportunities of fibre-reinforced polymers in additive manufacturing with focus on industrial applications“ in Proceedings of the Joint Special Interest Group meeting between euspen and ASPE: Dimensional Accuracy and Surface Finish in Additive Manufacturing. The European Society for Precision Engineering and Nanotechnology, 2017.
- [83] H. Zeyn, Industrialisierung der Additiven Fertigung: Digitalisierte Prozesskette - von der Entwicklung bis zum einsetzbaren Artikel, 1. Aufl. Berlin, Wien, Zürich, Berlin, Offenbach: Beuth Verlag GmbH; VDE Verlag GmbH, 2017. [Online]. Verfügbar unter: content-select.com/de/portal/media/view/58a1b07c-a15c-40f0-9401-0d61b0dd2d03
- [84] J. Feldhusen und K.-H. Grote, Springer Vieweg, Pahl/Beitz Konstruktionslehre: Methoden und Anwendung erfolgreicher Produktentwicklung, Feldhusen, Jörg; Grote, Karl-Heinrich, Hg., 8. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2013. [Online]. Verfügbar unter: gbv.eblib.com/patron/FullRecord.aspx?p=1538461
- [85] T. Osswald, E. Baur und N. Rudolph, Plastics Handbook: The Resource for Plastics Engineers, 5. Aufl. Cincinnati, Ohio: Hanser Publications, 2018.
- [86] M. Grund, Implementierung von schichtadditiven Fertigungsverfahren. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2015.
- [87] G. Domaschke, „Systemtheoretische Beschreibung einer 3D-Druckdüse“. Masterarbeit, Fakultät Ingenieurwissenschaften, Mittweida, Mittweida, 2016.
- [88] K. Pooladvand und C. Furlong, „Thermo-mechanical Investigation of Fused Deposition Modeling by Computational and Experimental Methods“ in Conference Proceedings of the Society for Experimental Mechanics Series, Mechanics of Composite and Multi-functional Materials, Volume 7, W. C. Ralph, R. Singh, G. Tandon, P. R. Thakre, P. Zavattieri und Y. Zhu, Hg., Cham: Springer International Publishing, 2017, S. 45–54, doi: 10.1007/978-3-319-41766-0_6.

- [89] A. Kampker, J. Triebs, S. Kawollek, P. Ayvaz und S. Hohenstein, „Review on Machine Designs of Material Extrusion based Additive Manufacturing (AM) Systems - Status-Quo and Potential Analysis for Future AM Systems“, *Procedia CIRP*, Jg. 81, S. 815–819, 2019, doi: 10.1016/j.procir.2019.03.205.
- [90] E. Westkämper, H.-J. Warnecke, M. Dinkelmann und H. Haag, *Einführung in die Fertigungstechnik*, 8. Aufl. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2011.
- [91] J. Ruge und H. Wohlfahrt, *Technologie der Werkstoffe*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2013.
- [92] C. Hopmann und W. Michaeli, *Einführung in die Kunststoffverarbeitung*, 8. Aufl. München: Hanser, 2017.
- [93] G. Witt und H. Dürr, *Fachbuchverl. Leipzig Hanser, Taschenbuch der Fertigungstechnik: Mit zahlreichen Tabellen*, Witt, Gerd; Dürr, Holger, Hg. München: Fachbuchverl. Leipzig Hanser, 2006.
- [94] M. Such, C. Ward und K. Potter, „Aligned Discontinuous Fibre Composites: A Short History“, *JMC*, Jg. 2, Nr. 3, 2014, doi: 10.12783/issn.2168-4286/2/3/4.
- [95] D. Drummer, „Konstruieren mit Kunststoffen: Methodisches Konstruieren“, *Lehrstuhl für Kunststofftechnik*, FAU Erlangen-Nürnberg, Erlangen, 2013.
- [96] J. Frketic, T. Dickens und S. Ramakrishnan, „Automated manufacturing and processing of fiber-reinforced polymer (FRP) composites: An additive review of contemporary and modern techniques for advanced materials manufacturing“, *Additive Manufacturing*, Jg. 14, S. 69–86, 2017, doi: 10.1016/j.addma.2017.01.003.
- [97] M. A. Khan, *Experimental and simulative description of the thermoplastic tape placement process with online consolidation*. Zugl.: Kaiserslautern, Techn. Univ., Diss., 2010. Kaiserslautern: Inst. für Verbundwerkstoffe, 2010.
- [98] A. Hajiloo, W. Xie, S. V. Hoa und S. Khan, „Thermal control design for an automated fiber placement machine“, *Science and Engineering of Composite Materials*, Jg. 21, Nr. 3, 2014, doi: 10.1515/secm-2013-0009.
- [99] F. Raspall, R. Velu und N. M. Vaheed, „Fabrication of complex 3D composites by fusing automated fiber placement (AFP) and additive manufacturing (AM) technologies“, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, Jg. 5, Nr. 1, S. 6–16, 2019, doi: 10.1080/20550340.2018.1557397.
- [100] C. Hopmann, M. Ophüls, M. Schulz und H. Janssen, „Individualisierte Fertigung von faserverstärkten Hybridbauteilen“, *Lightweight Des*, Jg. 12, Nr. 4, S. 64–71, 2019, doi: 10.1007/s35725-019-0038-2.
- [101] K. Agarwal, M. Houser, S. Vangapally und A. K. Vulli, „Process - Property Relationships in Additive Manufacturing of Nylon-fiberglass Composites using Taguchi Design of Experiments“ in *28. Solid Freeform Fabrication (SFF) Symposium*, The University of Texas at Austin in the AT&T Executive Education and Conference Center, 2017, S. 399–412.
- [102] B. Wendel, *Prozessuntersuchung des "Fused Deposition Modeling"*. Zugl.: Erlangen-Nürnberg, Univ., Diss., 2009. Erlangen: Lehrstuhl für Kunststofftechnik, 2009.
- [103] O. Rehme, *Cellular Design for Laser Freeform Fabrication*, 1. Aufl. Göttingen: Cuvillier Verlag, 2010. [Online]. Verfügbar unter: ebookcentral.proquest.com/lib/gbv/detail.action?docID=5020518
- [104] F. Knoop, T. Lieneke, V. Schöppner und D. Zimmer, „Additive Fertigung nach Maß: Optimierte Prozessparameter und die Kompensation von Schwindungen führen zu maßhaltigeren FDM-Bauteilen“, *Kunststoffe*, Nr. 06, S. 70–73, 2018.
- [105] F. Knoop und V. Schöppner, „Analysis and optimization of the dimensional accuracy for FDM parts manufactured with ABS-M30“ in *Proceedings - ASPE 2015 Spring Topical Meeting: Achieving Precision Tolerances in Additive Manufacturing*, American Association for Precision Engineering, Hg., 2015, S. 26–31.

- [106] F. Knoop, T. Lieneke und V. Schöppner, „Reproduzierbarkeit der Maßhaltigkeit im Fused Deposition Modeling“ in Rapid.Tech: International Trade Show & Conference for Additive Manufacturing : Proceedings of the 14th Rapid.Tech Conference Erfurt, Germany, 20 - 22 June 2017, M. Kynast, G. Witt und M. Eichmann, Hg., München: Hanser, 2017, S. 51–66, doi: 10.3139/9783446454606.004.
- [107] G. Jothibabu und S. K. Gurunathan, „Surrogate Based Sensitivity Analysis of Part Strength due to Process Parameters in Fused Deposition Modelling“, *Procedia Computer Science*, Jg. 133, S. 772–778, 2018, doi: 10.1016/j.procs.2018.07.120.
- [108] A. Rodríguez-Panes, J. Claver und A. M. Camacho, „The Influence of Manufacturing Parameters on the Mechanical Behaviour of PLA and ABS Pieces Manufactured by FDM: A Comparative Analysis“ (eng), *Materials (Basel, Switzerland)*, Jg. 11, Nr. 8, 2018, doi: 10.3390/ma11081333.
- [109] P. Shubham, A. Sikidar und T. Chand, „The Influence of Layer Thickness on Mechanical Properties of the 3D Printed ABS Polymer by Fused Deposition Modeling“, *KEM*, Jg. 706, S. 63–67, 2016, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.706.63.
- [110] A. Bagsik und V. Schoeppner, „Mechanical properties of fused deposition modeling parts manufactured with ULTEM*9085“ in ANTEC, Boston, 2011, S. 1294–1298.
- [111] J. Messemer, T. Kaufmann, C. Martin, M. Neises, A. Schmidt und H. te Heesen, „Untersuchung der Zugfestigkeit von FLM-Zugproben aus PLA bei Variation von Schichtdicke und Füllgrad“, *RTeJournal - Fachforum für Rapid Technologie*, Jg. 2016, Nr. 1, 2016. [Online]. Verfügbar unter: www.rtejournal.de/ausgabe-13-2016/4441
- [112] Y. Zhang und V. Shapiro, „Linear-Time Thermal Simulation of As-Manufactured Fused Deposition Modeling Components“, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Jg. 140, Nr. 7, 2018, Art. no. 071002, doi: 10.1115/1.4039556.
- [113] S. Dormohammadi, N. Moazami, F. Fischer, J. Strauch, H. Baid und F. Abdi, „Thermo-mechanical Analysis and Experiment Validation of Fused Deposition Modeling“ in SAMPE 2018, Long Beach, CA; United States, 2018.
- [114] J. A. Gopsill, J. Shindler und B. J. Hicks, „Using finite element analysis to influence the infill design of fused deposition modelled parts“, *Prog Addit Manuf*, Jg. 3, Nr. 3, S. 145–163, 2018, doi: 10.1007/s40964-017-0034-y.
- [115] M. Kausch, J. Blase, C. John, L. Kroll, M. Holzinger und A. Reinhardt, „Additive Herstellung von Kunststoffbauteilen im High-Speed-Verfahren unter Einsatz von Standardgranulat“, *Konstruktion*, Jg. 70, Nr. 5, IW4 - IW6, 2018.
- [116] S. Käfer, „3D-Drucker mit reproduzierbarer Qualität“, 14. Sep. 2017. [Online]. Verfügbar unter: www.maschinenmarkt.vogel.de/3d-drucker-mit-reproduzierbarer-qualitaet-a-643651/?cmp=nl-258&uuiid=97B7ECDB-4520-49F4-9325-47CD%E2%80%A6. Zugriff am: 28. September 2020.
- [117] M. Rinaldi, T. Ghidini, F. Cecchini, A. Brandao und F. Nanni, „Additive layer manufacturing of poly (ether ether ketone) via FDM“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 145, S. 162–172, 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.03.029.
- [118] M. Ott, „Multimaterialverarbeitung bei der additiven strahl- und pulverbettbasierten Fertigung“. Dissertation, Fakultät für Maschinenwesen, Technische Universität München, München, 2012. [Online]. Verfügbar unter: mediatum.ub.tum.de/doc/1095129/document.pdf
- [119] H. Briehl, *Chemie der Werkstoffe*, 3. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2014.
- [120] J. Rösler, H. Harders und M. Bäker, *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, 5. Aufl., 2016.
- [121] M. Bonnet, *Kunststofftechnik: Grundlagen, Verarbeitung, Werkstoffauswahl und Fallbeispiele*, 2. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2014.

- [122] E. Hornbogen, G. Eggeler und E. Werner, Werkstoffe: Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen, 10. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2012.
- [123] G. W. Ehrenstein, Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften, 2. Aufl. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2006.
- [124] G. W. Ehrenstein, Mit Kunststoffen konstruieren, 3. Aufl. München: Hanser, 2007.
- [125] H. Janeschitz-Kriegl, Crystallization modalities in polymer melt processing: Fundamental aspects of structure formation. Wien: Springer, 2010.
- [126] J. E. Mark, Physical properties of polymers handbook, 2. Aufl. New York, NY: Springer Science+Business Media Inc, 2007.
- [127] W. A. Woishnis und S. Ebnesajjad, William Andrew/Elsevier, Chemical resistance of thermoplastics, Woishnis, William Andrew; Ebnesajjad, Sina, Hg. Waltham, Mass.: William Andrew/Elsevier, 2012.
- [128] H. Domininghaus, P. Elsner, P. Eyerer und T. Hirth, Kunststoffe: Eigenschaften und Anwendungen, 8. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer, 2012.
- [129] G. Menges, E. Haberstroh, W. Michaeli und E. Schmachtenberg, Menges Werkstoffkunde Kunststoffe, 1. Aufl. s.l.: Carl Hanser Fachbuchverlag, 2014.
- [130] S. Koltzenburg, M. Maskos, O. Nuyken und R. Mülhaupt, Polymere: Synthese, Eigenschaften und Anwendungen. Berlin: Springer Spektrum, 2014. [Online]. Verfügbar unter: gbv.ebib.com/patron/FullRecord.aspx?p=1538467
- [131] C. McIlroy und P. D. Olmsted, „Deformation of an amorphous polymer during the fused-filament-fabrication method for additive manufacturing“, J. Rheol., Jg. 61, Nr. 2, S. 379–397, 2017, doi: 10.1122/1.4976839.
- [132] L. A. Northcutt, S. V. Orski, K. B. Migler und A. P. Kotula, „Effect of processing conditions on crystallization kinetics during materials extrusion additive manufacturing“ (eng), Polymer, Jg. 154, 2018, doi: 10.1016/j.polymer.2018.09.018.
- [133] L. W. McKeen, The effect of temperature and other factors on plastics and elastomers, 2. Aufl. Norwich, NY: Plastics Design Library/William Andrew, 2008.
- [134] H.-G. Woo und H. Li, Advanced Functional Materials. Berlin, Heidelberg: Zhejiang University Press Hangzhou and Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011. [Online]. Verfügbar unter: gbv.ebib.com/patron/FullRecord.aspx?p=884927
- [135] M. Narkis, „Sintering behavior of poly(methyl methacrylate) particles“, Polym. Eng. Sci., Jg. 19, Nr. 13, S. 889–892, 1979, doi: 10.1002/pen.760191302.
- [136] R. P. Wool und K. M. O'Connor, „A theory crack healing in polymers“, Journal of Applied Physics, Jg. 52, Nr. 10, S. 5953–5963, 1981, doi: 10.1063/1.328526.
- [137] Q. Sun, G. M. Rizvi, C. T. Bellehumeur und P. Gu, „Effect of processing conditions on the bonding quality of FDM polymer filaments“, Rapid Prototyping Journal, Jg. 14, Nr. 2, S. 72–80, 2008, doi: 10.1108/13552540810862028.
- [138] P. Eyerer, P. Elsner und T. Hirth, Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften, 1. Aufl. s.l.: Springer-Verlag, 2005. [Online]. Verfügbar unter: gbv.ebib.com/patron/FullRecord.aspx?p=338676
- [139] G. W. Ehrenstein, Polymer-Werkstoffe: Struktur ; Eigenschaften ; Anwendung, 3. Aufl. s.l.: Carl Hanser Fachbuchverlag, 2011.
- [140] S.-Y. Fu, B. Lauke und Y. W. Mai, Science and engineering of short fibre reinforced polymers composites. Cambridge, UK, Boca Raton, FL: Woodhead Publishing, 2009. [Online]. Verfügbar unter: search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&scope=site&db=nlebk&db=nlabk&AN=689361

- [141] I. Fidan, A. Imeri, A. Gupta, S. Hasanov, A. Nasirov, A. Elliott, F. Alifui-Segbaya und N. Nanami, „The trends and challenges of fiber reinforced additive manufacturing“, *Int J Adv Manuf Technol*, Jg. 102, 5-8, S. 1801–1818, 2019, doi: 10.1007/s00170-018-03269-7.
- [142] I. Farina, N. Singh, F. Colangelo, R. Luciano, G. Bonazzi und F. Fraternali, „High-Performance Nylon-6 Sustainable Filaments for Additive Manufacturing“ (eng), *Materials* (Basel, Switzerland), Jg. 12, Nr. 23, 2019, doi: 10.3390/ma12233955.
- [143] K. Singh Boparai, R. Singh und H. Singh, „Experimental investigations for development of Nylon6-Al₂O₃ alternative FDM filament“, *Rapid Prototyping Journal*, Jg. 22, Nr. 2, S. 217–224, 2016, doi: 10.1108/RPJ-04-2014-0052.
- [144] K. S. Boparai, R. Singh und H. Singh, „Modeling and optimization of extrusion process parameters for the development of Nylon6–Al–Al₂O₃ alternative FDM filament“, *Prog Addit Manuf*, Jg. 1, 1-2, S. 115–128, 2016, doi: 10.1007/s40964-016-0011-x.
- [145] R. Singh, S. Singh und F. Fraternali, „Development of in-house composite wire based feed stock filaments of fused deposition modelling for wear-resistant materials and structures“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 98, S. 244–249, 2016, doi: 10.1016/j.compositesb.2016.05.038.
- [146] R. Singh, P. Bedi, F. Fraternali und I. Ahuja, „Effect of single particle size, double particle size and triple particle size Al₂O₃ in Nylon-6 matrix on mechanical properties of feed stock filament for FDM“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 106, S. 20–27, 2016, doi: 10.1016/j.compositesb.2016.08.039.
- [147] R. Singh, N. Singh, A. Amendola und F. Fraternali, „On the wear properties of Nylon6–SiC–Al₂O₃ based fused deposition modelling feed stock filament“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 119, S. 125–131, 2017, doi: 10.1016/j.compositesb.2017.03.042.
- [148] H. K. Garg und R. Singh, „Investigations for obtaining desired strength of Nylon6 and Fe powder-based composite wire for FDM feedstock filament“, *Prog Addit Manuf*, Jg. 2, 1-2, S. 73–83, 2017, doi: 10.1007/s40964-017-0022-2.
- [149] W. Zhang, C. Cotton, J. Sun, D. Heider, B. Gu, B. Sun und T.-W. Chou, „Interfacial bonding strength of short carbon fiber/acrylonitrile-butadiene-styrene composites fabricated by fused deposition modeling“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 137, S. 51–59, 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2017.11.018.
- [150] R. Beyreuther und H. Brüning, *Dynamics of fibre formation and processing: Modelling and application in fibre and textile industry*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.
- [151] F. T. Wallenberger, *Fiberglass and Glass Technology: Energy-Friendly Compositions and Applications*. Boston, MA: Springer Science+Business Media Inc, 2010. [Online]. Verfügbar unter: search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&scope=site&db=nlebk&db=nlabk&AN=341087
- [152] R. Teschner, *Glasfasern*, 2013.
- [153] D. C. Guell und A. Bénard, „Flow-induced alignment in composite materials: current applications and future prospects“ in *Flow-induced alignment in composite materials*, D. C. Guell und T. D. Papathanasiou, Hg., Cambridge: Woodhead, 1997, S. 1–42, doi: 10.1201/9781439822739.ch1.
- [154] E. Bürkle, M. Sieverding und J. Mitzler, „Spritzgießverarbeitung von langfaserverstärktem PP“, *Kunststoffe*, Nr. 3, S. 47–50, 2003.
- [155] M. W. Hyer und S. R. White, *Stress analysis of fiber-reinforced composite materials*. Boston, Mass.: WCB/McGraw-Hill, 1998.
- [156] J. Ahmad, *Machining of Polymer Composites*. Boston, MA: Springer-Verlag US, 2009.
- [157] I. M. Daniel und O. Ishai, *Engineering mechanics of composite materials*, 2. Aufl. New York: Oxford Univ. Press, 2006. [Online]. Verfügbar unter: www.loc.gov/catdir/enhancements/fy0635/2004065462-d.html

- [158] B. P. Heller, D. E. Smith und D. A. Jack, „Effects of extrudate swell and nozzle geometry on fiber orientation in Fused Filament Fabrication nozzle flow“, *Additive Manufacturing*, Jg. 12, S. 252–264, 2016, doi: 10.1016/j.addma.2016.06.005.
- [159] B. P. Heller, D. E. Smith und D. A. Jack, „Planar deposition flow modeling of fiber filled composites in large area additive manufacturing“, *Additive Manufacturing*, Jg. 25, S. 227–238, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2018.10.031.
- [160] T. Russell, B. P. Heller, D. A. Jack und D. E. Smith, „Prediction of the Fiber Orientation State and the Resulting Structural and Thermal Properties of Fiber Reinforced Additive Manufactured Composites Fabricated Using the Big Area Additive Manufacturing Process“, *J. Compos. Sci.*, Jg. 2, Nr. 2, S. 26, 2018, doi: 10.3390/jcs2020026.
- [161] Z. Wang und D. E. Smith, „Numerical analysis of screw swirling effects on fiber orientation in large area additive manufacturing polymer composite deposition“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 177, S. 107284, 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.107284.
- [162] Z. Wang und D. E. Smith, „Screw Swirling Effects on Fiber Orientation Distribution in Large-Scale Polymer Composite Additive Manufacturing“ in 29. Solid Freeform Fabrication (SFF) Symposium, The University of Texas at Austin in the AT&T Executive Education and Conference Center, 2018, S. 1832–1846.
- [163] Y. Kanarska, E. B. Duoss, J. P. Lewicki, J. N. Rodriguez und A. Wu, „Fiber motion in highly confined flows of carbon fiber and non-Newtonian polymer“, *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, Jg. 265, S. 41–52, 2019, doi: 10.1016/j.jnnfm.2019.01.003.
- [164] T. Pflamm-Jonas, „Auslegung und Dimensionierung von kurzfaserverstärkten Spritzgussbauteilen“. Dissertation, Technische Universität Darmstadt, Darmstadt, 2001. [Online]. Verfügbar unter: tuprints.ulb.tu-darmstadt.de/126/
- [165] C. Bonten, *Kunststofftechnik für Designer*. München: Hanser, 2003.
- [166] J. Nentwig, *Kunststoff-Folien: Herstellung, Eigenschaften, Anwendung*, 3. Aufl. München: Hanser, 2006. [Online]. Verfügbar unter: deposit.dnb.de/cgi-bin/dokserv?id=2796813&prov=M&dok_var=1&dok_ext=htm
- [167] T. Mulholland, S. Goris, J. Boxleitner, T. Osswald und N. Rudolph, „Process-Induced Fiber Orientation in Fused Filament Fabrication“, *J. Compos. Sci.*, Jg. 2, Nr. 3, S. 1–14, 2018, doi: 10.3390/jcs2030045.
- [168] S. G. Advani und C. L. Tucker, „The Use of Tensors to Describe and Predict Fiber Orientation in Short Fiber Composites“, *Journal of Rheology*, Jg. 31, Nr. 8, S. 751–784, 1987, doi: 10.1122/1.549945.
- [169] G. B. Jeffery, „The motion of ellipsoidal particles immersed in a viscous fluid“, *Proc. R. Soc. Lond. A*, Jg. 102, Nr. 715, S. 161–179, 1922, doi: 10.1098/rspa.1922.0078.
- [170] S. Mönnich, „Entwicklung einer Methodik zur Parameteridentifikation für Orientierungsmodelle in Spritzgießsimulationen“. Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität, Magdeburg, 2015. [Online]. Verfügbar unter: d-nb.info/1084697343/34
- [171] F. Folgar und C. L. Tucker, „Orientation Behavior of Fibers in Concentrated Suspensions“, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Jg. 3, Nr. 2, S. 98–119, 1984, doi: 10.1177/073168448400300201.
- [172] J. Wang, J. F. O’Gara und C. L. Tucker, „An objective model for slow orientation kinetics in concentrated fiber suspensions: Theory and rheological evidence“, *Journal of Rheology*, Jg. 52, Nr. 5, S. 1179–1200, 2008, doi: 10.1122/1.2946437.
- [173] J. H. Phelps und C. L. Tucker, „An anisotropic rotary diffusion model for fiber orientation in short- and long-fiber thermoplastics“, *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, Jg. 156, Nr. 3, S. 165–176, 2009, doi: 10.1016/j.jnnfm.2008.08.002.

- [174] C. Heinle, „Simulationsgestützte Entwicklung von Bauteilen aus wärmeleitenden Kunststoffen“. Dissertation, Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), Erlangen, 2012. [Online]. Verfügbar unter: d-nb.info/1027220533/34
- [175] H. Mavridis, A. N. Hrymak und J. Vlachopoulos, „The Effect of Fountain Flow on Molecular Orientation in Injection Molding“, *J. Rheol.*, Jg. 32, Nr. 6, S. 639–663, 1988, doi: 10.1122/1.549984.
- [176] S. Fachmedien, *Handbuch Faserverbundkunststoffe*. Wiesbaden: Springer Fachmedien, 2010. [Online]. Verfügbar unter: gbv.eblib.com/patron/FullRecord.aspx?p=751693
- [177] J. S. Cintra und C. L. Tucker, „Orthotropic closure approximations for flow-induced fiber orientation“, *J. Rheol.*, Jg. 39, Nr. 6, S. 1095–1122, 1995, doi: 10.1122/1.550630.
- [178] B. G. Compton und J. A. Lewis, „3D-printing of lightweight cellular composites“ (eng), *Advanced materials* (Deerfield Beach, Fla.), Jg. 26, Nr. 34, S. 5930–5935, 2014, doi: 10.1002/adma.201401804.
- [179] T. Illing, „Bewertung von mechanischen und thermischen Eigenschaften glasfaserverstärkter Polyamid-Werkstoffe unter besonderer Berücksichtigung des Alterungsverhaltens von Bauteilen in der Automobilindustrie“. Dissertation.
- [180] T. van Roo und F. Dillenberger, „Richtungsabhängige Kennwerte: Unidirektionale Platten zur Entnahme hochorientierter Probekörper“, *Kunststoffe*, Nr. 04, S. 74–76, 2019.
- [181] R. M. Jones, *Mechanics of Composite Materials*, 2. Aufl. Boca Raton: Chapman and Hall/CRC, 2014. [Online]. Verfügbar unter: ebookcentral.proquest.com/lib/gbv/detail.action?docID=5379452
- [182] M. Flemming und S. Roth, *Faserverbundbauweisen Eigenschaften: Mechanische, konstruktive, thermische, elektrische, ökologische, wirtschaftliche Aspekte*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2003.
- [183] M. M. Kaminski, *Computational Mechanics of Composite Materials: Sensitivity, Randomness and Multiscale Behaviour*. London: Springer-Verlag London Limited, 2005.
- [184] A. Jansson und L. Pejryd, „Characterisation of carbon fibre-reinforced polyamide manufactured by selective laser sintering“, *Additive Manufacturing*, Jg. 9, S. 7–13, 2016, doi: 10.1016/j.addma.2015.12.003.
- [185] A. Salazar, A. Rico, J. Rodríguez, J. Segurado Escudero, R. Seltzer und F. La Martin de Escalera Cutillas, „Fatigue crack growth of SLS polyamide 12: Effect of reinforcement and temperature“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 59, S. 285–292, 2014, doi: 10.1016/j.compositesb.2013.12.017.
- [186] W. Jing, C. Hui, W. Qiong, L. Hongbo und L. Zhanjun, „Surface modification of carbon fibers and the selective laser sintering of modified carbon fiber/nylon 12 composite powder“, *Materials & Design*, Jg. 116, S. 253–260, 2017, doi: 10.1016/j.matdes.2016.12.037.
- [187] Y. Sano, R. Matsuzaki, M. Ueda, A. Todoroki und Y. Hirano, „3D printing of discontinuous and continuous fibre composites using stereolithography“, *Additive Manufacturing*, Jg. 24, S. 521–527, 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.10.033.
- [188] T. Hofstätter, D. B. Pedersen, G. Tosello und H. N. Hansen, „State-of-the-art of fiber-reinforced polymers in additive manufacturing technologies“, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Jg. 36, Nr. 15, S. 1061–1073, 2017, doi: 10.1177/0731684417695648.
- [189] P. Parandoush und D. Lin, „A review on additive manufacturing of polymer-fiber composites“, *Composite Structures*, Jg. 182, S. 36–53, 2017, doi: 10.1016/j.compstruct.2017.08.088.
- [190] D. Zindani und K. Kumar, „An insight into additive manufacturing of fiber reinforced polymer composite“, *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, Jg. 2, Nr. 4, S. 267–278, 2019, doi: 10.1016/j.ijlmm.2019.08.004.
- [191] B. Brenken, E. Barocio, A. Favaloro, V. Kunc und R. B. Pipes, „Fused filament fabrication of fiber-reinforced polymers: A review“, *Additive Manufacturing*, Jg. 21, S. 1–16, 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.01.002.

- [192] J. J. Fallon, S. H. McKnight und M. J. Bortner, „Highly loaded fiber filled polymers for material extrusion: A review of current understanding“, *Additive Manufacturing*, Jg. 30, S. 100810, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.100810.
- [193] G. D. Goh, Y. L. Yap, S. Agarwala und W. Y. Yeong, „Recent Progress in Additive Manufacturing of Fiber Reinforced Polymer Composite“, *Adv. Mater. Technol.*, Jg. 4, Nr. 1, S. 1800271, 2019, doi: 10.1002/admt.201800271.
- [194] A. Salem, M. Singh und M. C. Halbig, „3-D Printing and Characterization of Polymer Composites With Different Reinforcements“ in *Ceramic Engineering and Science Proceedings*, volume 36, issue 6, *Advanced processing and manufacturing technologies for nanostructured and multifunctional materials II: A collection of papers presented at the 39th International Conference on Advanced Ceramics and Composites*, January 25-30, 2015, Daytona Beach, Florida, M. C. Halbig, M. Singh und T. Ohji, Hg., New York, NY: John Wiley & Sons, Inc, 2015, S. 113–122, doi: 10.1002/9781119211662.ch13.
- [195] M. F. Arif, H. Alhashmi, K. M. Varadarajan, J. H. Koo, A. J. Hart und S. Kumar, „Multifunctional performance of carbon nanotubes and graphene nanoplatelets reinforced PEEK composites enabled via FFF additive manufacturing“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 184, S. 107625, 2020, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.107625.
- [196] H. S. Patanwala, D. Hong, S. R. Vora, B. Bognet und A. W. K. Ma, „The microstructure and mechanical properties of 3D printed carbon nanotube-poly(lactic acid) composites“, *Polym. Compos.*, Jg. 39, S2, E1060-E1071, 2018, doi: 10.1002/pc.24494.
- [197] H. L. Tekinalp, V. Kunc, G. M. Velez-Garcia, C. E. Duty, L. Love, A. K. Naskar, C. Blue und S. Ozcan, „Highly oriented carbon fiber–polymer composites via additive manufacturing“, *Composites Science and Technology*, Jg. 105, S. 144–150, 2014, doi: 10.1016/j.compscitech.2014.10.009.
- [198] L. Love, V. Kunc, O. Rios, C. E. Duty, A. M. Elliott, B. K. Post, R. J. Smith und C. Blue, „The importance of carbon fiber to polymer additive manufacturing“, *J. Mater. Res.*, Jg. 29, Nr. 17, S. 1893–1898, 2014, doi: 10.1557/jmr.2014.212.
- [199] C. Ajinjeru, V. Kishore, Z. Sudbury, C. E. Duty, J. M. Lindahl, A. A. Hassen, B. K. Post, L. Love und V. Kunc, „The Influence of rheology on melt processing conditions of carbon fiber reinforced polyetherimide for Big Area Additive Manufacturing“ in *SAMPE*, Seattle, Washington, 2017.
- [200] C. Ajinjeru, V. Kishore, J. M. Lindahl, Z. Sudbury, A. A. Hassen, B. K. Post, L. Love, V. Kunc und C. E. Duty, „The influence of dynamic rheological properties on carbon fiber-reinforced polyetherimide for large-scale extrusion-based additive manufacturing“, *Int J Adv Manuf Technol*, Jg. 99, 1-4, S. 411–418, 2018, doi: 10.1007/s00170-018-2510-z.
- [201] F. Ning, W. Cong, J. Qiu, J. Wei und S. Wang, „Additive manufacturing of carbon fiber reinforced thermoplastic composites using fused deposition modeling“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 80, S. 369–378, 2015, doi: 10.1016/j.compositesb.2015.06.013.
- [202] F. Ning, W. Cong, Y. Hu und H. Wang, „Additive manufacturing of carbon fiber-reinforced plastic composites using fused deposition modeling: Effects of process parameters on tensile properties“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 51, Nr. 4, S. 451–462, 2017, doi: 10.1177/0021998316646169.
- [203] F. Ning, W. Cong, J. Wei, S. Wang und M. Zhang, „Additive Manufacturing of CFRP Composites Using Fused Deposition Modeling: Effects of Carbon Fiber Content and Length“ in *ASME 2015 International Manufacturing Science and Engineering Conference*, Charlotte, North Carolina, USA, 2015, doi: 10.1115/MSEC2015-9436.
- [204] F. Ning, W. Cong, Z. Hu und K. Huang, „Additive manufacturing of thermoplastic matrix composites using fused deposition modeling: A comparison of two reinforcements“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 51, Nr. 27, S. 3733–3742, 2017, doi: 10.1177/0021998317692659.

- [205] C. E. Duty, T. Drye und A. Franc, „Material Development for Tooling Applications Using Big Area Additive Manufacturing (BAAM)“, 2015.
- [206] C. E. Duty, V. Kunc, B. Compton, B. K. Post, D. Erdman, R. J. Smith, R. Lind, P. Lloyd und L. Love, „Structure and mechanical behavior of Big Area Additive Manufacturing (BAAM) materials“, *Rapid Prototyping Journal*, Jg. 23, Nr. 1, S. 181–189, 2017, doi: 10.1108/RPJ-12-2015-0183.
- [207] D. Jiang und D. E. Smith, „Mechanical behavior of carbon fiber composites produced with fused filament fabrication“ in 27. Solid Freeform Fabrication (SFF) Symposium, The University of Texas at Austin in the AT&T Executive Education and Conference Center, 2016, S. 884–898.
- [208] D. Jiang und D. E. Smith, „Anisotropic mechanical properties of oriented carbon fiber filled polymer composites produced with fused filament fabrication“, *Additive Manufacturing*, Jg. 18, S. 84–94, 2017, doi: 10.1016/j.addma.2017.08.006.
- [209] A. R. Torrado Perez, D. A. Roberson und R. B. Wicker, „Fracture Surface Analysis of 3D-Printed Tensile Specimens of Novel ABS-Based Materials“, *J Fail. Anal. and Preven.*, Jg. 14, Nr. 3, S. 343–353, 2014, doi: 10.1007/s11668-014-9803-9.
- [210] A. R. Torrado Perez, D. A. Roberson und R. B. Wicker, „Erratum to: Fracture Surface Analysis of 3D-Printed Tensile Specimens of Novel ABS-Based Materials“, *J Fail. Anal. and Preven.*, Jg. 14, Nr. 4, S. 549, 2014, doi: 10.1007/s11668-014-9844-0.
- [211] M. L. Shofner, K. Lozano, F. J. Rodríguez-Macías und E. V. Barrera, „Nanofiber-reinforced polymers prepared by fused deposition modeling“, *J. Appl. Polym. Sci.*, Jg. 89, Nr. 11, S. 3081–3090, 2003, doi: 10.1002/app.12496.
- [212] M. L. Shofner, F. J. Rodríguez-Macías, R. Vaidyanathan und E. V. Barrera, „Single wall nanotube and vapor grown carbon fiber reinforced polymers processed by extrusion freeform fabrication“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 34, Nr. 12, S. 1207–1217, 2003, doi: 10.1016/j.compositesa.2003.07.002.
- [213] G. Liao, Z. Li, Y. Cheng, D. Xu, D. Zhu, S. Jiang, J. Guo, X. Chen, G. Xu und Y. Zhu, „Properties of oriented carbon fiber/polyamide 12 composite parts fabricated by fused deposition modeling“, *Materials & Design*, Jg. 139, S. 283–292, 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2017.11.027.
- [214] J. M. Gardner, G. Sauti, J.-W. Kim, R. J. Cano, R. A. Wincheski, C. J. Stelter, B. W. Grimsley, D. C. Working und E. J. Siochi, „Additive Manufacturing of Multifunctional Components Using High Density Carbon Nanotube Yarn Filaments“ in SAMPE 2016, Long Beach, CA; United States, 2016.
- [215] J. M. Gardner, G. Sauti, J.-W. Kim, R. J. Cano, R. A. Wincheski, C. J. Stelter, B. W. Grimsley, D. C. Working und E. J. Siochi, „3-D printing of multifunctional carbon nanotube yarn reinforced components“, *Additive Manufacturing*, Jg. 12, S. 38–44, 2016, doi: 10.1016/j.addma.2016.06.008.
- [216] R. T. L. Ferreira, I. C. Amatte, T. A. Dutra und D. Bürger, „Experimental characterization and micrography of 3D printed PLA and PLA reinforced with short carbon fibers“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 124, S. 88–100, 2017, doi: 10.1016/j.compositesb.2017.05.013.
- [217] M. Spoerk, C. Savandaiah, F. Arbeiter, G. Traxler, L. Cardon, C. Holzer und J. Sapkota, „Anisotropic properties of oriented short carbon fibre filled polypropylene parts fabricated by extrusion-based additive manufacturing“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 113, S. 95–104, 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.06.018.
- [218] M. Ivey, G. W. Melenka, J. P. Carey und C. Ayranci, „Characterizing short-fiber-reinforced composites produced using additive manufacturing“, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, Jg. 3, Nr. 3, S. 81–91, 2017, doi: 10.1080/20550340.2017.1341125.
- [219] D. Young, N. Wetmore und M. Czabaj, „Interlayer fracture toughness of additively manufactured unreinforced and carbon-fiber-reinforced acrylonitrile butadiene styrene“, *Additive Manufacturing*, Jg. 22, S. 508–515, 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.02.023.

- [220] M. Morsidi, P. T. Mativenga und M. Fahad, „Fused Deposition Modelling Filament with Recyclate Fibre Reinforcement“, *Procedia CIRP*, Jg. 85, S. 353–358, 2019, doi: 10.1016/j.procir.2019.09.026.
- [221] H. A. Pierson, E. Celik, A. Abbott, H. de Jarnette, L. Sierra Gutierrez, K. Johnson, H. Koerner und J. W. Baur, „Mechanical Properties of Printed Epoxy-Carbon Fiber Composites“, *Exp Mech*, Jg. 59, Nr. 6, S. 843–857, 2019, doi: 10.1007/s11340-019-00498-z.
- [222] P. Liu, R. B. Dinwiddie, J. K. Keum, R. K. Vasudevan, S. Jesse, N. A. Nguyen, J. M. Lindahl und V. Kunc, „Rheology, crystal structure, and nanomechanical properties in large-scale additive manufacturing of polyphenylene sulfide/carbon fiber composites“, *Composites Science and Technology*, Jg. 168, S. 263–271, 2018, doi: 10.1016/j.compscitech.2018.09.010.
- [223] D. M. Sánchez, M. de La Mata, F. J. Delgado, V. Casal und S. I. Molina, „Development of carbon fiber acrylonitrile styrene acrylate composite for large format additive manufacturing“, *Materials & Design*, Jg. 191, S. 108577, 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2020.108577.
- [224] F. Sedlacek und V. Lašová, „Additive Manufacturing of PA6 with Short Carbon Fibre Reinforcement Using Fused Deposition Modelling“, *MSF*, Jg. 928, S. 26–31, 2018, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.928.26.
- [225] E. A. Papon und A. Haque, „Fracture toughness of additively manufactured carbon fiber reinforced composites“, *Additive Manufacturing*, Jg. 26, S. 41–52, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2018.12.010.
- [226] V. Nienhaus, K. Smith, D. Spiehl und E. Dörsam, „Investigations on nozzle geometry in fused filament fabrication“, *Additive Manufacturing*, Jg. 28, S. 711–718, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.06.019.
- [227] I. Fiebig und V. Schoeppner, „Influence of the Initial Fiber Orientation on the Weld Strength in Welding of Glass Fiber Reinforced Thermoplastics“, *International Journal of Polymer Science*, Jg. 2016, S. 1–16, 2016, doi: 10.1155/2016/7651345.
- [228] A. Khudiakova, F. Arbeiter, M. Spoerk, M. Wolfahrt, D. Godec und G. Pinter, „Inter-layer bonding characterisation between materials with different degrees of stiffness processed by fused filament fabrication“, *Additive Manufacturing*, Jg. 28, S. 184–193, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.05.006.
- [229] H. Prüß und T. Vietor, „Design for Fiber-Reinforced Additive Manufacturing“, *Journal of Mechanical Design*, Jg. 137, Nr. 11, 2015, Art. no. 111409, doi: 10.1115/1.4030993.
- [230] H. Prüß und T. Vietor, „Neue Gestaltungsfreiheiten durch 3D-gedruckte Faser-Kunststoff-Verbunde“, *RTEJournal - Fachforum für Rapid Technologie*, Jg. 2015, Nr. 1, 2015. [Online]. Verfügbar unter: www.rtejournal.de/ausgabe12/4237
- [231] F. Baumann, J. Scholz und J. Fleischer, „Investigation of a New Approach for Additively Manufactured Continuous Fiber-reinforced Polymers“, *Procedia CIRP*, Jg. 66, S. 323–328, 2017, doi: 10.1016/j.procir.2017.03.276.
- [232] M. Eichenhofer, J. C. Wong und P. Ermanni, „Exploiting cyclic softening in continuous lattice fabrication for the additive manufacturing of high performance fibre-reinforced thermoplastic composite materials“, *Composites Science and Technology*, Jg. 164, S. 248–259, 2018, doi: 10.1016/j.compscitech.2018.05.033.
- [233] D. Zhang, N. Rudolph und P. Woytowitz, „Reliable Optimized Structures with High Performance Continuous Fiber Thermoplastic Composites From Additive Manufacturing (AM)“ in *SAMPE*, Charlotte, NC, 2019, doi: 10.33599/nasampe/s.19.1396.
- [234] F. Nezami und J.-P. Fuhr, „Digitale Entwicklung und automatisierte CFK-Verstärkung additiv gefertigter Teile“, *ATZ Automobiltech Z*, Jg. 120, Nr. 1, S. 82–85, 2018, doi: 10.1007/s35148-017-0201-y.
- [235] S. M. F. Kabir, K. Mathur und A.-F. M. Seyam, „A critical review on 3D printed continuous fiber-reinforced composites: History, mechanism, materials and properties“, *Composite Structures*, Jg. 232, S. 1–24, 2020, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.111476.

- [236] N. Li, Y. Li und S. Liu, „Rapid prototyping of continuous carbon fiber reinforced polylactic acid composites by 3D printing“, *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 238, S. 218–225, 2016, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.07.025.
- [237] M. Rimašauskas, T. Kuncius und R. Rimašauskienė, „Processing of carbon fiber for 3D printed continuous composite structures“, *Materials and Manufacturing Processes*, Jg. 34, Nr. 13, S. 1528–1536, 2019, doi: 10.1080/10426914.2019.1655152.
- [238] J. Qiao, Y. Li und L. Li, „Ultrasound-assisted 3D printing of continuous fiber-reinforced thermoplastic (FRTP) composites“, *Additive Manufacturing*, Jg. 30, S. 100926, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.100926.
- [239] C. Schneeberger, J. C. Wong und P. Ermanni, „Hybrid bicomponent fibres for thermoplastic composite preforms“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 103, S. 69–73, 2017, doi: 10.1016/j.compositesa.2017.09.008.
- [240] W. van de Steene, J. Verstockt, J. Degrieck, K. Ragaert und L. Cardon, „An evaluation of three different techniques for melt impregnation of glass fiber bundles with polyamide 12“, *Polym Eng Sci*, Jg. 58, Nr. 4, S. 601–608, 2018, doi: 10.1002/pen.24789.
- [241] Q. Hu, Y. Duan, H. Zhang, D. Liu, B. Yan und F. Peng, „Manufacturing and 3D printing of continuous carbon fiber prepreg filament“, *J Mater Sci*, Jg. 53, Nr. 3, S. 1887–1898, 2018, doi: 10.1007/s10853-017-1624-2.
- [242] P. Striemann, M. Eichenhofer, D. Schupp, M. Niedermeier, D. Huelsbusch und F. Walther, „Compression testing of additively manufactured continuous carbon fiber-reinforced sandwich structures“, *MP*, Jg. 60, Nr. 9, S. 801–808, 2018, doi: 10.3139/120.111216.
- [243] M. Eichenhofer, J. C. Wong und P. Ermanni, „Continuous lattice fabrication of ultra-lightweight composite structures“, *Additive Manufacturing*, Jg. 18, S. 48–57, 2017, doi: 10.1016/j.addma.2017.08.013.
- [244] N. Wiegand und E. Mäder, „Commingled Yarn Spinning for Thermoplastic/Glass Fiber Composites“, *Fibers*, Jg. 5, Nr. 3, S. 26, 2017, doi: 10.3390/fib5030026.
- [245] A. P. Mouritz und A. G. Gibson, *Fire properties of polymer composite materials*. Dordrecht: Springer, 2006.
- [246] N. N., *The flame retardants market*, *The flame retardants market: Global Flame Retardants Market by Chemistry*, 2016. [Online]. Verfügbar unter: www.flameretardants-online.com/flame-retardants/market. Zugriff am: 28. September 2020.
- [247] E. D. Weil und S. V. Levchik, *Flame Retardants for Plastics and Textiles: Practical Applications*. München: Hanser Verlag, 2009. [Online]. Verfügbar unter: www.hanser-elibrary.com/action/showBook?doi=10.3139/9783446430655
- [249] T. Auinger und R. Lielacher, „Schützt vor Feuer, schont die Umwelt: Neu entwickelte Compounds bieten umweltfreundlichen Flammenschutz bei wettbewerbsfähiger Kostenstruktur“, *Kunststoffe*, Nr. 05, S. 46–49, 2018.
- [250] D. Braun, H. Cherdron, M. Rehahn, H. Ritter und B. Voit, *Polymer Synthesis: Theory and Practice: Fundamentals, Methods, Experiments*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005.
- [251] M. Doğan und E. Bayramlı, „The flame retardant effect of aluminum phosphinate in combination with zinc borate, borophosphate, and nanoclay in polyamide-6“, *Fire Mater.*, Jg. 38, Nr. 1, S. 92–99, 2014, doi: 10.1002/fam.2165.
- [252] U. Braun, B. Schartel, M. A. Fichera und C. Jäger, „Flame retardancy mechanisms of aluminium phosphinate in combination with melamine polyphosphate and zinc borate in glass-fibre reinforced polyamide 6,6“, *Polymer Degradation and Stability*, Jg. 92, Nr. 8, S. 1528–1545, 2007, doi: 10.1016/j.polyimdegradstab.2007.05.007.

- [254] F. Bähr und E. Westkämper, „Correlations between Influencing Parameters and Quality Properties of Components Produced by Fused Deposition Modeling“, *Procedia CIRP*, Jg. 72, S. 1214–1219, 2018, doi: 10.1016/j.procir.2018.03.048.
- [255] N. Chatzidai und D. Karalekas, „Experimental and numerical study on the influence of critical 3D printing processing parameters“, *Frattura ed Integrità Strutturale*, Jg. 13, Nr. 50, S. 407–413, 2019, Art. no. 6, doi: 10.3221/IGF-ESIS.50.34.
- [256] H. Kim, E. Park, S. Kim, B. Park, N. Kim und S. Lee, „Experimental Study on Mechanical Properties of Single- and Dual-material 3D Printed Products“, *Procedia Manufacturing*, Jg. 10, S. 887–897, 2017, doi: 10.1016/j.promfg.2017.07.076.
- [257] M. Faes, E. Ferraris und D. Moens, „Influence of Inter-layer Cooling time on the Quasi-static Properties of ABS Components Produced via Fused Deposition Modelling“, *Procedia CIRP*, Jg. 42, S. 748–753, 2016, doi: 10.1016/j.procir.2016.02.313.
- [258] N. G. Morales, T. J. Fleck und J. F. Rhoads, „The effect of interlayer cooling on the mechanical properties of components printed via fused deposition“, *Additive Manufacturing*, Jg. 24, S. 243–248, 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.09.001.
- [259] T. Kozior und C. Kundera, „Evaluation of the Influence of Parameters of FDM Technology on the Selected Mechanical Properties of Models“, *Procedia Engineering*, Jg. 192, S. 463–468, 2017, doi: 10.1016/j.proeng.2017.06.080.
- [260] P. Chen, H. Wu, L. Yang, Z. Li, C. Yan, J. Liu, S. Wen und Y. Shi, „A 2D correlation infrared spectroscopic study on the temperature-induced molecular motion mechanism concerning self-formed composite structure of 3D printed PA6“, *Polymer*, Jg. 167, S. 48–53, 2019, doi: 10.1016/j.polymer.2019.01.075.
- [261] E. Moritzer, A. Hirsch, H.-P. Heim, C. Cherif und W. Truemper, „Plastic droplet welding: bond strength between plastic freeforming structures and continuous fiber-reinforced thermoplastic composites“, *Weld World*, Jg. 63, Nr. 3, S. 867–873, 2019, doi: 10.1007/s40194-019-00714-3.
- [262] S. Hertle, M. Drexler und D. Drummer, „Additive Manufacturing of Poly(propylene) by Means of Melt Extrusion“, *Macromol. Mater. Eng.*, Jg. 301, Nr. 12, S. 1482–1493, 2016, doi: 10.1002/mame.201600259.
- [263] S. Hertle, A. Wörz und D. Drummer, „Analyse der Temperaturführung in der roboterbasierten Materialeextrusion mit Polypropylen“ in *Rapid.Tech + FabCon 3.D International Hub for Additive Manufacturing: Exhibition + Conference + Networking*, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2019.
- [264] S.-H. Ahn, M. Montero, D. Odell, S. Roundy und P. K. Wright, „Anisotropic material properties of fused deposition modeling ABS“, *Rapid Prototyping Journal*, Jg. 8, Nr. 4, S. 248–257, 2002, doi: 10.1108/13552540210441166.
- [265] S. Raut, V. S. Jatti, N. K. Khedkar und T. P. Singh, „Investigation of the Effect of Built Orientation on Mechanical Properties and Total Cost of FDM Parts“, *Procedia Materials Science*, Jg. 6, S. 1625–1630, 2014, doi: 10.1016/j.mspro.2014.07.146.
- [266] Z. Quan, J. Suhr, J. Yu, X. Qin, C. Cotton, M. Mirotznik und T.-W. Chou, „Printing direction dependence of mechanical behavior of additively manufactured 3D preforms and composites“, *Composite Structures*, Jg. 184, S. 917–923, 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2017.10.055.
- [267] F. Knoop und V. Schoeppner, „Mechanical and thermal properties of FDM parts manufactured with polyamide 12“ in *26. Solid Freeform Fabrication (SFF) Symposium*, The University of Texas at Austin in the AT&T Executive Education and Conference Center, 2015, S. 935–948.
- [268] A. C. Abbott, G. P. Tandon, R. L. Bradford, H. Koerner und J. W. Baur, „Process-structure-property effects on ABS bond strength in fused filament fabrication“, *Additive Manufacturing*, Jg. 19, S. 29–38, 2018, doi: 10.1016/j.addma.2017.11.002.

- [269] Y. Yan, R. Zhang, G. Hong und X. Yuan, „Research on the bonding of material paths in melted extrusion modeling“, *Materials & Design*, Jg. 21, Nr. 2, S. 93–99, 2000, doi: 10.1016/S0261-3069(99)00058-8.
- [270] J. E. Seppala, S. Hoon Han, K. E. Hillgartner, C. S. Davis und K. B. Migler, „Weld formation during material extrusion additive manufacturing“ (eng), *Soft matter*, Jg. 13, Nr. 38, S. 6761–6769, 2017, doi: 10.1039/c7sm00950j.
- [271] E. V. de Toro, J. C. Sobrino, A. M. Martínez und V. M. Eguía, „Analysis of the influence of the variables of the Fused Deposition Modeling (FDM) process on the mechanical properties of a carbon fiber-reinforced polyamide“, *Procedia Manufacturing*, Jg. 41, S. 731–738, 2019, doi: 10.1016/J.PROMFG.2019.09.064.
- [272] D. Grewell und A. Benatar, „Welding of Plastics: Fundamentals and New Developments“, *IPP*, Jg. 22, Nr. 1, S. 43–60, 2007, doi: 10.3139/217.0051.
- [273] H. Mei, Z. Ali, Y. Yan, I. Ali und L. Cheng, „Influence of mixed isotropic fiber angles and hot press on the mechanical properties of 3D printed composites“, *Additive Manufacturing*, Jg. 27, S. 150–158, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.03.008.
- [274] W. Jo, O.-C. Kwon und M.-W. Moon, „Investigation of influence of heat treatment on mechanical strength of FDM printed 3D objects“, *Rapid Prototyping Journal*, Jg. 24, Nr. 3, S. 637–644, 2018, doi: 10.1108/RPJ-06-2017-0131.
- [275] K. R. Hart, R. M. Dunn, J. M. Sietins, C. M. Hofmeister Mock, M. E. Mackay und E. D. Wetzel, „Increased fracture toughness of additively manufactured amorphous thermoplastics via thermal annealing“, *Polymer*, Jg. 144, S. 192–204, 2018, doi: 10.1016/j.polymer.2018.04.024.
- [276] C. B. Sweeney, B. A. Lackey, M. J. Pospisil, T. C. Achee, V. K. Hicks, A. G. Moran, B. R. Teipel, M. A. Saed und M. J. Green, „Welding of 3D-printed carbon nanotube-polymer composites by locally induced microwave heating“ (eng), *Science advances*, Jg. 3, Nr. 6, e1700262, 2017, doi: 10.1126/sciadv.1700262.
- [277] Y. Nakagawa, K. Mori und T. Maeno, „3D printing of carbon fibre-reinforced plastic parts“, *Int J Adv Manuf Technol*, Jg. 91, 5-8, S. 2811–2817, 2017, doi: 10.1007/s00170-016-9891-7.
- [278] C. Basgul, T. Yu, D. W. MacDonald, R. Siskey, M. Marcolongo und S. M. Kurtz, „Does annealing improve the interlayer adhesion and structural integrity of FFF 3D printed PEEK lumbar spinal cages?“ (eng), *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*, Jg. 102, S. 103455, 2020, doi: 10.1016/j.jmbbm.2019.103455.
- [279] H. Prajapati, D. Chalise, D. Ravoori, R. M. Taylor und A. Jain, „Improvement in build-direction thermal conductivity in extrusion-based polymer additive manufacturing through thermal annealing“, *Additive Manufacturing*, Jg. 26, S. 242–249, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.01.004.
- [280] A. Tofangchi, P. Han, J. Izquierdo, A. Iyengar und K. Hsu, „Effect of Ultrasonic Vibration on Interlayer Adhesion in Fused Filament Fabrication 3D Printed ABS“ (eng), *Polymers*, Jg. 11, Nr. 2, 2019, doi: 10.3390/polym11020315.
- [281] D. Maurer und P. Mitschang, „Laser-powered tape placement process – simulation and optimization“, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, Jg. 1, Nr. 3, S. 129–137, 2015, doi: 10.1080/20550340.2015.1114798.
- [282] A. Deshpande, A. K. Ravi, S. Kusel, R. Churchwell und K. Hsu, „Interlayer thermal history modification for interface strength in fused filament fabricated parts“, *Prog Addit Manuf*, Jg. 4, Nr. 1, S. 63–70, 2019, doi: 10.1007/s40964-018-0063-1.
- [283] A. K. Ravi, A. Deshpande und K. H. Hsu, „An in-process laser localized pre-deposition heating approach to inter-layer bond strengthening in extrusion based polymer additive manufacturing“, *Journal of Manufacturing Processes*, Jg. 24, S. 179–185, 2016, doi: 10.1016/j.jmapro.2016.08.007.

- [284] V. Kishore, C. Ajinjeru, A. Nycz, B. K. Post, J. M. Lindahl, V. Kunc und C. E. Duty, „Infrared preheating to improve interlayer strength of big area additive manufacturing (BAAM) components“, *Additive Manufacturing*, Jg. 14, S. 7–12, 2017, doi: 10.1016/j.addma.2016.11.008.
- [285] J. Du, Z. Wei, X. Wang, J. Wang und Z. Chen, „An improved fused deposition modeling process for forming large-size thin-walled parts“, *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 234, S. 332–341, 2016, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.04.005.
- [286] H.-J. Eichler und J. Eichler, *Laser: Bauformen, Strahlführung, Anwendungen*, 8. Aufl. Berlin u.a.: Springer Vieweg, 2015.
- [287] H. Hügel und T. Graf, *Laser in der Fertigung: Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren*, 2. Aufl. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2009.
- [288] J.-E. Schulz, „Werkstoff-, Prozess- und Bauteiluntersuchungen zum Laserdurchstrahlschweißen von Kunststoffen“. Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2002 (Nicht für den Austausch), Institut für Kunststoffverarbeitung (IKV), Rheinisch-Westfälisch Technischen Hochschule Aachen, Aachen, 2002. [Online]. Verfügbar unter: publications.rwth-aachen.de/record/61398/files/Schulz_Joern-Eric.pdf
- [289] B. Chang, X. Li, P. Parandoush, S. Ruan, C. Shen und D. Lin, „Additive manufacturing of continuous carbon fiber reinforced poly-ether-ether-ketone with ultrahigh mechanical properties“, *Polymer Testing*, Jg. 88, S. 106563, 2020, doi: 10.1016/j.polymertesting.2020.106563.
- [290] M. Luo, X. Tian, J. Shang, W. Zhu, D. Li und Y. Qin, „Impregnation and interlayer bonding behaviours of 3D-printed continuous carbon-fiber-reinforced poly-ether-ether-ketone composites“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 121, S. 130–138, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.03.020.
- [291] N. P. Levenhagen und M. D. Dadmun, „Bimodal molecular weight samples improve the isotropy of 3D printed polymeric samples“, *Polymer*, Jg. 122, S. 232–241, 2017, doi: 10.1016/j.polymer.2017.06.057.
- [292] N. P. Levenhagen und M. D. Dadmun, „Interlayer diffusion of surface segregating additives to improve the isotropy of fused deposition modeling products“, *Polymer*, Jg. 152, S. 35–41, 2018, doi: 10.1016/j.polymer.2018.01.031.
- [293] N. A. Nguyen, C. C. Bowland und A. K. Naskar, „A general method to improve 3D-printability and inter-layer adhesion in lignin-based composites“, *Applied Materials Today*, Jg. 12, S. 138–152, 2018, doi: 10.1016/j.apmt.2018.03.009.
- [294] Y. S. Ko, D. Herrmann, O. Tolar, W. J. Elspass und C. Brändli, „Improving the filament weld-strength of fused filament fabrication products through improved interdiffusion“, *Additive Manufacturing*, Jg. 29, S. 100815, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.100815.
- [295] S. Shaffer, K. Yang, J. Vargas, M. A. Di Prima und W. Voit, „On reducing anisotropy in 3D printed polymers via ionizing radiation“, *Polymer*, Jg. 55, Nr. 23, S. 5969–5979, 2014, doi: 10.1016/j.polymer.2014.07.054.
- [296] H. Abourayana, P. Dobbyn und D. P. Dowling, „Enhancing the mechanical performance of additive manufactured polymer components using atmospheric plasma pre-treatments“, *Plasma Process Polym*, Jg. 15, Nr. 3, S. 1700141, 2018, doi: 10.1002/ppap.201700141.
- [297] C.-C. Shih, M. Burnette, D. Staack, J. Wang und B. L. Tai, „Effects of cold plasma treatment on interlayer bonding strength in FFF process“, *Additive Manufacturing*, Jg. 25, S. 104–111, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2018.11.005.
- [298] H. Narahara, Y. Shirahama und H. Koresawa, „Improvement and Evaluation of the Interlaminar Bonding Strength of FDM Parts by Atmospheric-Pressure Plasma“, *Procedia CIRP*, Jg. 42, S. 754–759, 2016, doi: 10.1016/j.procir.2016.02.314.

- [299] F. Lederle, F. Meyer, G.-P. Brunotte, C. Kaldun und E. G. Hübner, „Improved mechanical properties of 3D-printed parts by fused deposition modeling processed under the exclusion of oxygen“, *Prog Addit Manuf*, Jg. 1, 1-2, S. 3–7, 2016, doi: 10.1007/s40964-016-0010-y.
- [300] C. E. Duty, J. Failla, S. Kim, T. Smith, J. M. Lindahl und V. Kunc, „Z-Pinning approach for 3D printing mechanically isotropic materials“, *Additive Manufacturing*, Jg. 27, S. 175–184, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.03.007.
- [301] C. E. Duty, J. Failla, S. Kim, J. M. Lindahl und B. K. Post, „Reducing mechanical anisotropy in extrusion-based printed parts“ in 28. Solid Freeform Fabrication (SFF) Symposium, The University of Texas at Austin in the AT&T Executive Education and Conference Center, 2017, S. 1602–1611.
- [302] P. Hehenberger, *Computerunterstützte Fertigung: Eine kompakte Einführung*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011.
- [303] S. Danjou und P. Köhler, „Bridging the gap between CAD and Rapid technologies—Exigency of standardized data exchange“ in *Proceedings of the 12th European Forum on Rapid Prototyping*, Paris, 2008.
- [304] A. Elser, M. Königs, A. Verl und M. Servos, „On achieving accuracy and efficiency in Additive Manufacturing: Requirements on a hybrid CAM system“, *Procedia CIRP*, Jg. 72, S. 1512–1517, 2018, doi: 10.1016/j.procir.2018.03.265.
- [305] A. Martha, „Optimierung des Produktentwicklungsprozesses durch CAD-CAM-Integration im Kontext der additiven Fertigung“. Duisburg, Essen, Universität Duisburg-Essen, Diss., 2015, Universitätsbibliothek Duisburg-Essen, Duisburg, Essen, 2015.
- [306] H. Xiao, W. Han, Y. Ming, Z. Ding und Y. Duan, „A Sensitivity Analysis-Based Parameter Optimization Framework for 3D Printing of Continuous Carbon Fiber/Epoxy Composites“ (eng), *Materials* (Basel, Switzerland), Jg. 12, Nr. 23, 2019, doi: 10.3390/ma12233961.
- [307] Q. Tang, S. Yin, Y. Zhang und J. Wu, „A tool vector control for laser additive manufacturing in five-axis configuration“, *Int J Adv Manuf Technol*, Jg. 98, 5-8, S. 1671–1684, 2018, doi: 10.1007/s00170-018-2177-5.
- [308] H. Kwon, M. Eichenhofer, T. Kytas und B. Dillenburger, „Digital Composites: Robotic 3D Printing of Continuous Carbon Fiber-Reinforced Plastics for Functionally-Graded Building Components“ in *Robotic fabrication in architecture, art and design 2018*, J. Willmann, P. Block, M. Hutter, K. Byrne, T. Schork, S. Brell-Çokcan und J. Braumann, Hg., Cham: Springer, 2019, S. 363–376, doi: 10.1007/978-3-319-92294-2_28.
- [309] D. Coupek, J. Friedrich, D. Battran und O. Riedel, „Reduction of Support Structures and Building Time by Optimized Path Planning Algorithms in Multi-axis Additive Manufacturing“, *Procedia CIRP*, Jg. 67, S. 221–226, 2018, doi: 10.1016/j.procir.2017.12.203.
- [310] P. P. Camanho, C. G. Dávila, S. T. Pinho und J. J. C. Remmers, *Mechanical response of composites*. Dordrecht: Springer, 2008.
- [311] M. Hinton, „Predicting failure in composite laminates: the background to the exercise“, *Composites Science and Technology*, Jg. 58, Nr. 7, S. 1001–1010, 1998, doi: 10.1016/S0266-3538(98)00074-8.
- [312] W. J. Cantwell und J. Morton, „The impact resistance of composite materials — a review“, *Composites*, Jg. 22, Nr. 5, S. 347–362, 1991, doi: 10.1016/0010-4361(91)90549-V.
- [313] M. Knops, *Analysis of Failure in Fiber Polymer Laminates: The Theory of Alfred Puck*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2008.
- [314] A. Puck, *Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten: Modelle für die Praxis*. München: Hanser, 1996.

- [315] H. J. O'Connor und D. P. Dowling, „Low-pressure additive manufacturing of continuous fiber-reinforced polymer composites“, *Polymer Composites*, Jg. 40, Nr. 11, S. 4329–4339, 2019, doi: 10.1002/pc.25294.
- [316] K. S. W. Sing, D. H. Everett, R. A. W. Haul, L. Moscou, R. A. Pierotti, J. Rouquérol und T. Siemieniewska, „Reporting physisorption data for gas/solid systems with special reference to the determination of surface area and porosity: (Recommendations 1984)“, *Pure and Applied Chemistry*, Jg. 57, Nr. 4, S. 603–619, 1985, doi: 10.1351/pac198557040603.
- [317] O. S. Carneiro, A. F. Silva und R. Gomes, „Fused deposition modeling with polypropylene“, *Materials & Design*, Jg. 83, S. 768–776, 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.06.053.
- [318] D. Qiu und N. A. Langrana, „Void eliminating toolpath for extrusion-based multi-material layered manufacturing“, *Rapid Prototyping Journal*, Jg. 8, Nr. 1, S. 38–45, 2002, doi: 10.1108/13552540210413293.
- [319] DIN 4760:1982-06, Gestaltabweichungen; Begriffe, Ordnungssystem, DIN 4760, 1982.
- [320] E. Yasa und K. Ersoy, „Dimensional Accuracy and Mechanical Properties of Chopped Carbon Reinforced Polymers Produced by Material Extrusion Additive Manufacturing“ (eng), *Materials (Basel, Switzerland)*, Jg. 12, Nr. 23, 2019, doi: 10.3390/ma12233885.
- [321] F. Wulle, D. Coupek, F. Schöffner, A. Verl, F. Oberhofer und T. Maier, „Workpiece and Machine Design in Additive Manufacturing for Multi-Axis Fused Deposition Modeling“, *Procedia CIRP*, Jg. 60, S. 229–234, 2017, doi: 10.1016/j.procir.2017.01.046.
- [322] R. Matsuzaki, T. Nakamura, K. Sugiyama, M. Ueda, A. Todoroki, Y. Hirano und Y. Yamagata, „Effects of Set Curvature and Fiber Bundle Size on the Printed Radius of Curvature by a Continuous Carbon Fiber Composite 3D Printer“, *Additive Manufacturing*, Jg. 24, S. 93–102, 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.09.019.
- [323] V. Läßle, Einführung in die Festigkeitslehre. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2016.
- [324] K. Friedrich, S. Fakirov und Z. Zhang, *Polymer Composites: From Nano- to Macro-Scale*. Boston, MA: Springer Science+Business Media Inc, 2005.
- [325] C. Ageorges und L. Ye, „Resistance Welding of Metal/Thermoplastic Composite Joints“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 14, Nr. 6, S. 449–475, 2001, doi: 10.1106/PN74-QXKH-7XBE-XKF5.
- [326] L. Ye, F. Henninger und K. Friedrich, „Deconsolidation behaviour of glass fibre-polyamide 12 composite sheet material during post-processing“, *Plastics, rubber and composites : PRC ; an international science and engineering journal of the Institute of Materials, An international science and engineering journal of the Institute of Materials*, Nr. 6, S. 287–292, 1998. [Online]. Verfügbar unter: www.tib.eu/de/suchen/id/olc%3A1547967234
- [327] M. Lu, L. Ye und Y.-W. Mai, „Thermal de-consolidation of thermoplastic matrix composites—II. “Migration” of voids and “re-consolidation”“, *Composites Science and Technology*, Jg. 64, Nr. 2, S. 191–202, 2004, doi: 10.1016/S0266-3538(03)00233-1.
- [328] L. Ye, M. Lu und Y.-W. Mai, „Thermal de-consolidation of thermoplastic matrix composites—I. Growth of voids“, *Composites Science and Technology*, Jg. 62, Nr. 16, S. 2121–2130, 2002, doi: 10.1016/S0266-3538(02)00144-6.
- [329] J. Wolfrath, V. Michaud und J.-A. Manson, „Deconsolidation in glass mat thermoplastic composites: Analysis of the mechanisms“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 36, Nr. 12, S. 1608–1616, 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2005.04.001.

- [330] P.-O. Hagstrand, F. Bonjour und J.-A. Månson, „The influence of void content on the structural flexural performance of unidirectional glass fibre reinforced polypropylene composites“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 36, Nr. 5, S. 705–714, 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.03.007.
- [331] M. Brzeski und P. Mitschang, „The effect of consolidation in interlaminar shear strength for thermoplastic composites“ in 19th International Conference on Composite Materials, Montréal, Canada, 2013, S. 1–9.
- [332] B. Akhondi, A. H. Behravesch und A. Bagheri Saed, „Improving mechanical properties of continuous fiber-reinforced thermoplastic composites produced by FDM 3D printer“, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Jg. 38, Nr. 3, S. 99–116, 2019, doi: 10.1177/0731684418807300.
- [333] J. F. Rodríguez, J. P. Thomas und J. E. Renaud, „Mechanical behavior of acrylonitrile butadiene styrene fused deposition materials modeling“, *Rapid Prototyping Journal*, Jg. 9, Nr. 4, S. 219–230, 2003, doi: 10.1108/13552540310489604.
- [334] P. K. Mallick, *Fiber-reinforced composites: Materials, manufacturing, and design*, 3. Aufl. Boca Raton, Fla.: CRC Press, 2008. [Online]. Verfügbar unter: www.loc.gov/catdir/enhancements/fy0727/2007019619-d.html
- [335] G. A. O. Adam, „Systematische Erarbeitung von Konstruktionsregeln für die additiven Fertigungsverfahren Lasersintern, Laserschmelzen und Fused Deposition Modeling“. Dissertation.
- [338] C. Casavola, A. Cazzato, V. Moramarco und C. Pappalettere, „Orthotropic mechanical properties of fused deposition modelling parts described by classical laminate theory“, *Materials & Design*, Jg. 90, S. 453–458, 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2015.11.009.
- [339] *Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 2: Prüfbedingungen für Form- und Extrusionsmassen (ISO 527-2:2012)*;, DIN EN ISO 527-2:2012-06.
- [340] DSM, „Eigenschaftsdaten (Vorläufig) Novamid ID 1030-CF10: PA6/66 3D printing grade, mit 10% Kohlenstoff-Fasern verstärkt“, 19. Feb. 2020. [Online]. Verfügbar unter: plasticsfinder.com/api/document/tech/Novamid%C2%AE%20ID%201030-CF10/1PunuA1m7/de/NovamidID1030CF10deSI.pdf. Zugriff am: 28. September 2020.
- [341] J. Vasiljević, M. Čolović, I. Jerman und B. Simončič, „Recent Advances in Production of Flame Retardant Polyamide 6 Filament Yarns“, *TEK*, Jg. 61, Nr. 2, S. 136–148, 2018, doi: 10.14502/Tekstilec2018.61.136-148.
- [342] G. Chabaud, M. Castro, C. Denoual und A. Le Duigou, „Hygromechanical properties of 3D printed continuous carbon and glass fibre reinforced polyamide composite for outdoor structural applications“, *Additive Manufacturing*, Jg. 26, S. 94–105, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.01.005.
- [343] Markforged, Inc., „Material Datasheet: Composites“, 480 Pleasant St., Watertown, MA 02472 REV 3.2 - 9/9/2019, 9. Sep. 2019. [Online]. Verfügbar unter: static.markforged.com/downloads/composites-data-sheet.pdf. Zugriff am: 28. September 2020.
- [344] Y. Arai, „Pitch-based Carbon fiber with Low Modulus and High Heat Conduction“, Nippon Steel Technical Report 84, Juli 2001. [Online]. Verfügbar unter: www.nipponsteel.com/en/tech/report/nsc/pdf/8403.pdf. Zugriff am: 28. September 2020.
- [345] Y. Elsayed, A. Elkholy, G. W. Melenka und R. Kempers, „Continuous Fiber Polymer Composites for Thermal Applications“ in Canadian Society for Mechanical Engineering (CSME) International Congress, 2018, doi: 10.25071/10315/35371.
- [346] Markforged, Inc., „3D Printing with Composites: Markforged Design Guide“, n.n. [Online]. Verfügbar unter: s3.amazonaws.com/mf.product.doc.images/Composites_DesignGuide/CompositesDesignGuide_V1-2.pdf. Zugriff am: 28. September 2020.

- [347] N. Kumar, P. K. Jain, P. Tandon und P. M. Pandey, „Investigation on the effects of process parameters in CNC assisted pellet based fused layer modeling process“, *Journal of Manufacturing Processes*, Jg. 35, S. 428–436, 2018, doi: 10.1016/j.jmapro.2018.08.029.
- [348] DSM, „Eigenschaftsdaten (Vorläufig) Novamid ID 1070: PA6 copolymer 3D printing grade“, 19. Feb. 2020. [Online]. Verfügbar unter: plasticsfinder.com/api/document/tech/Novamid%C2%AE%20ID%201070/wpuLu8wEP/de/NovamidID1070deSI.pdf. Zugriff am: 9. August 2020.
- [349] P. Duis, „Major improvements in materials and FEA software bring reality of high-volume 3D printing of functional parts much closer“, *Reinforced Plastics*, Jg. 64, Nr. 2, S. 80–83, 2020, doi: 10.1016/j.repl.2019.04.067.
- [350] DSM, „Eigenschaftsdaten (Vorläufig) Novamid ID 1030: PA6/66 3D printing grade“, 19. Feb. 2020. [Online]. Verfügbar unter: plasticsfinder.com/api/document/tech/Novamid%C2%AE%20ID%201030/oXuEuwREY/de/NovamidID1030deSI.pdf. Zugriff am: 28. September 2020.
- [351] Entwicklung technischer Produkte und Systeme - Modell der Produktentwicklung, VDI 2221 Blatt 1:2019-11, 2019.
- [352] Methodisches Entwerfen technischer Produkte, VDI 2223:2004-01, 2004.
- [353] Entwicklungsmethodik für mechatronische Systeme, VDI 2206:2004-06, 2004.
- [354] B. Fleischer und H. Theumert, *Entwickeln Konstruieren Berechnen: Komplexe praxisnahe Beispiele mit Lösungsvarianten*, 5. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2016.
- [355] *Begriffe zum Qualitätsmanagement - Teil 11: Ergänzung zu DIN EN ISO 9000:2005, DIN 55350-11:2008-05*, 2008.
- [356] DIN 66217:1975-12, *Koordinatenachsen und Bewegungsrichtungen für numerisch gesteuerte Arbeitsmaschinen*, DIN 66217:1975-12, 1975.
- [357] U. Fischer, *Tabellenbuch Metall*, 44. Aufl. Haan-Gruiten: Verl. Europa-Lehrmittel, 2008.
- [358] A. Kurch, „Prozessablauf von spanenden Werkzeugmaschinen in der digitalen Fertigung: Untersuchung der digitalen Produktentwicklung von der Idee bis zur Werkstückfertigung“. Bachelorarbeit, Produkt Engineering, Fakultät Produktentstehungsprozesse und Datenmanagement, Universität Duisburg- Essen, Duisburg- Essen, 2018.
- [363] B. Heinrich, P. Linke und M. Glöckler, *Grundlagen Automatisierung: Sensorik, Regelung, Steuerung*, 2015.
- [364] H. Berger, *Automatisieren mit SIMATIC S7-300 im TIA Portal: Projektieren, Programmieren und Testen mit STEP 7 Professional*, 3. Aufl., 2018.
- [365] G. Wellenreuther und D. Zastrow, *Automatisieren mit SPS - Übersichten und Übungsaufgaben: Von Grundverknüpfungen bis Ablaufsteuerungen: STEP7-Programmierung, Lösungsmethoden, Lernaufgaben, Kontrollaufgaben, Lösungen, Beispiele zur Anlagensimulation ; mit 10 Einführungsbeispielen und 52 projekthaften Lernaufgaben, 46 prüfenden Kontrollaufgaben mit allen Lösungen und vielen Abbildungen*, 3. Aufl. Wiesbaden: Vieweg, 2007.
- [366] H.-J. Adam und M. Adam, *SPS-Programmierung in Anweisungsliste nach IEC 61131-3: Eine systematische und handlungsorientierte Einführung in die strukturierte Programmierung*, 5. Aufl. Berlin: Springer Vieweg, 2015.
- [367] S. Panek, „Erweiterung einer CNC-Maschine um Additive Fertigung mittels Strangablegeverfahren“. Bachelorarbeit, Fakultät Elektrotechnik Feinwerktechnik Informationstechnik, Technische Hochschule Nürnberg Georg Simon Ohm, Nürnberg, 2018.

- [368] W. Bahmann, *Werkzeugmaschinen kompakt: Baugruppen, Einsatz und Trends*, 21. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013.
- [369] H. B. Kief, H. A. Roschiwal und K. Schwarz, *CNC-Handbuch: CNC, DNC, CAD, CAM, FFS, SPS, RPD, LAN, CNC-Maschinen, CNC-Roboter, Antriebe, Energieeffizienz, Werkzeuge, Industrie 4.0, Fertigungstechnik, Richtlinien, Normen, Simulation, Fachwortverzeichnis*, 30. Aufl. München: Hanser, 2017.
- [370] *Automationssysteme und Integration - Steuerung von Maschinen - Programmformat und Definition von Adresswörtern, ISO 6983-1:2009-12*, 2009.
- [371] *Programmaufbau für numerisch gesteuerte Arbeitsmaschinen; Allgemeines, DIN 66025-1:1983-01*, 1983.
- [372] Siemens Product Lifecycle Management Software Inc., „Welcome to Integrated Simulation and Verification (ISV)“, NX 12 Hilfe. [Online]. Verfügbar unter: docs.plm.automation.siemens.com/tdoc/nx/12/nx_help#uid:xd1128418:index_mfgisv:html_mfgisv_welc_overview_isv. Zugriff am: 28. September 2020.
- [373] Siemens Product Lifecycle Management Software Inc., Chapter 1: Simulation Overview - Levels of Simulation (3:14) - Understanding the different levels of simulation. What is provided with the products of Siemens PLM Software. [Online]. Verfügbar unter: videos.mentor-cdn.com/mgc/videos/5400/98172385-9899-4d5d-8551-2520a108c5b4-en-US-video.mp4
- [374] D. Plakhotnik, L. Glasmacher, T. Vaneker, Y. Smetanin, M. Stautner, Y. Murtezaoglu und F. van Houten, „CAM planning for multi-axis laser additive manufacturing considering collisions“, *CIRP Annals*, Jg. 68, Nr. 1, S. 447–450, 2019, doi: 10.1016/j.cirp.2019.04.007.
- [375] Siemens Product Lifecycle Management Software Inc., Chapter 2: NX CAM ISV Architecture and Simulation Drivers (4:37) - Understanding the concepts and architecture of NX CAM related to simulation drivers. Get an overview of the different drivers in the system. [Online]. Verfügbar unter: community.sw.siemens.com/s/article/understanding-machine-tool-simulation-concepts-13-videos
- [376] G. W. Ehrenstein, *Thermische Analyse: Brandprüfung, Wärme- und Temperaturleitfähigkeit, DSC, DMA, TMA : Erlanger Kunststoff-Schadensanalyse*. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2020.
- [377] G. W. Ehrenstein, *Massenanalyse: Einfache Bestimmungsmethoden, Dichtebestimmung, Feuchtigkeitsbestimmung, Gehalt an Füll- und Verstärkungsstoffen, Bestimmung flüchtiger Bestandteile, Thermogravimetrie*, 2020.
- [378] G. W. Ehrenstein, *Mikroskopie: Lichtmikroskopie, Polarisierung, Rasterkraftmikroskopie, Fluoreszenzmikroskopie, Rasterelektronenmikroskopie*. München: Hanser, 2020.
- [379] H. Dr. Bauer, S. Dr. Hörold, W. Dr. Krause und M. Dr. Sicken, „Flammgeschützte Polymerformmassen enthaltend ein nanoteiliges phosphorhaltiges Flammenschutzmittel,“ EP 1 624 015 A1 05015176.0, Feb 8, 2006.
- [380] *Schadensanalyse - Schäden an thermoplastischen Kunststoffprodukten durch fehlerhafte Verarbeitung, VDI 3822 Blatt 2.1.2:2012-01*, 2012.
- [381] G. Cicala, G. Ognibene, S. Portuesi, I. Blanco, M. Rapisarda, E. Pergolizzi und G. Recca, „Comparison of Ultem 9085 Used in Fused Deposition Modelling (FDM) with Polytherimide Blends“ (eng), *Materials* (Basel, Switzerland), Jg. 11, Nr. 2, 2018, doi: 10.3390/ma11020285.
- [382] Innofil 3D BV, „Technisches Datenblatt ABS Fusion+ von Innofil3D BV“, 7801BC Emmen, Niederlande, 22. Sep. 2017. [Online]. Verfügbar unter: www.igo3d.com/mediafiles/Sonstiges/Innofil3D/TDS%20DE%20Innofil3D%20ABS%20Fusion%20170922.pdf. Zugriff am: 28. September 2020.

- [383] A. Roesner, A. Boglea und A. Olowinsky, „Laserdurchstrahlenschweißen von Thermoplasten“, LTJ, Jg. 5, Nr. 4, S. 28–32, 2008, doi: 10.1002/latj.200890040.
- [384] T. G. Mayerhöfer, A. V. Pipa und J. Popp, „Beer's Law-Why Integrated Absorbance Depends Linearly on Concentration“ (eng), *Chemphyschem : a European journal of chemical physics and physical chemistry*, Jg. 20, Nr. 21, S. 2748–2753, 2019, doi: 10.1002/cphc.201900787.
- [385] M. Seitzberger, R. Nedelik, A. Ruthmeier und T. Grausgruber, „CAE-basierte Konzeptentwicklung von Leichtbau-Schienenfahrzeugen“, *Lightweight Des*, Jg. 10, Nr. 5, S. 38–43, 2017, doi: 10.1007/s35725-017-0048-x.
- [386] N. Meller, „Substitution eines glasfaserverstärkten Kunststoffbauteils durch ein additiv gefertigtes Bauteil am Beispiel der Substitution eines glasfaserverstärkten Kunststoffbauteils durch ein additiv gefertigtes Bauteil am Beispiel der Armlehnenunterschale des Straßenbahnfahrersitzes“. Masterarbeit, Lehrstuhl für Konstruktionstechnik (KTmfk), Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), Erlangen, 2015.
- [387] A. Chandrasekhar, T. Kumar und K. Suresh, „Build optimization of fiber-reinforced additively manufactured components“, *Struct Multidisc Optim*, Jg. 61, Nr. 1, S. 77–90, 2020, doi: 10.1007/s00158-019-02346-z.
- [388] J. Liu, A. T. Gaynor, S. Chen, Z. Kang, K. Suresh, A. Takezawa, L. Li, J. Kato, J. Tang, C. C. L. Wang, L. Cheng, X. Liang und A. C. To, „Current and future trends in topology optimization for additive manufacturing“, *Struct Multidisc Optim*, Jg. 57, Nr. 6, S. 2457–2483, 2018, doi: 10.1007/s00158-018-1994-3.
- [389] J. Liu, Y. Ma, A. J. Qureshi und R. Ahmad, „Light-weight shape and topology optimization with hybrid deposition path planning for FDM parts“, *Int J Adv Manuf Technol*, Jg. 97, 1-4, S. 1123–1135, 2018, doi: 10.1007/s00170-018-1955-4.
- [390] B. Klein, *FEM: Grundlagen und Anwendungen der Finite-Element-Methode im Maschinen- und Fahrzeugbau*, 10. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2015.
- [391] K. Knothe und H. Wessels, *Finite Elemente: Eine Einführung für Ingenieure*, 5. Aufl. Berlin: Springer Vieweg, 2017.
- [392] S. Kegelmann, „Voraussetzungen für die wirtschaftliche additive Fertigung“, *Lightweight Des*, Jg. 10, Nr. 6, S. 34–37, 2017, doi: 10.1007/s35725-017-0061-0.
- [393] A. Rahimizadeh, J. Kalman, K. Fayazbakhsh und L. Lessard, „Recycling of fiberglass wind turbine blades into reinforced filaments for use in Additive Manufacturing“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 175, S. 107101, 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.107101.
- [394] P. Eyerer, „Kunststoffkunde: Vorlesungsmanuskript WS 2003/04“, Institut für Kunststoffprüfung und Kunststoffkunde, Universität Stuttgart, Stuttgart, 2003.
- [395] Markforged, Inc., *Materials | Markforged, Materials | Markforged*. [Online]. Verfügbar unter: markforged.com/product-category/materials. Zugriff am: 28. September 2020.
- [396] S. A. Tronvoll, S. Popp, C. W. Elverum und T. Welo, „Investigating pressure advance algorithms for filament-based melt extrusion additive manufacturing: theory, practice and simulations“, *RPJ*, Jg. 25, Nr. 5, S. 830–839, 2019, doi: 10.1108/RPJ-10-2018-0275.
- [397] D. A. Anderegg, H. A. Bryant, D. C. Ruffin, S. M. Skrip, J. J. Fallon, E. L. Gilmer und M. J. Bortner, „In-situ monitoring of polymer flow temperature and pressure in extrusion based additive manufacturing“, *Additive Manufacturing*, Jg. 26, S. 76–83, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.01.002.
- [398] H. Wu, Z. Yu und Y. Wang, „Experimental study of the process failure diagnosis in additive manufacturing based on acoustic emission“, *Measurement*, Jg. 136, S. 445–453, 2019, doi: 10.1016/j.measurement.2018.12.067.

- [399] D. G. Dimogianopoulos, P. J. Charitidis und D. E. Mouzakis, „Inducing Damage Diagnosis Capabilities in Carbon Fiber Reinforced Polymer Composites by Magnetoelastic Sensor Integration via 3D Printing“, *Applied Sciences*, Jg. 10, Nr. 3, S. 1029, 2020, doi: 10.3390/app10031029.
- [400] C. Kousiatza, D. Tzetzis und D. Karalekas, „In-situ characterization of 3D printed continuous fiber reinforced composites: A methodological study using fiber Bragg grating sensors“, *Composites Science and Technology*, Jg. 174, S. 134–141, 2019, doi: 10.1016/j.compscitech.2019.02.008.
- [401] J. Zhang, P. Wang und R. X. Gao, „Modeling of Layer-wise Additive Manufacturing for Part Quality Prediction“, *Procedia Manufacturing*, Jg. 16, S. 155–162, 2018, doi: 10.1016/j.promfg.2018.10.165.
- [402] E. Malekipour, S. Attoye und H. Elmounayri, „Investigation of Layer Based Thermal Behavior in Fused Deposition Modeling Process by Infrared Thermography“, *Procedia Manufacturing*, Jg. 26, S. 1014–1022, 2018, doi: 10.1016/j.promfg.2018.07.133.
- [403] Y. Li, X. Li, G. Zhang, I. Horváth und Q. Han, „Interlayer closed-loop control of forming geometries for wire and arc additive manufacturing based on fuzzy-logic inference“, *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, doi: 10.1016/j.jmapro.2020.04.009.
- [404] D. Reuschel und C. Mattheck, „Optimization Of Fiber Arrangement With CAIO (computer Aided Internal Optimization) And Application To Tensile Samples“ in *WIT transactions on the built environment*, Bd. 40, Computer aided optimum design of structures VI, S. Hernández, Hg., Southampton WIT Press, 1999, S. 247–255.
- [405] H. Moldenhauer, „Die orthotrope Wärmeleitung als numerischer Integrator allgemeiner Richtungsfelder mit Anwendung zur optimalen Faserplatzierung und Kraftflussvisualisierung“. Dissertation, Institut für Angewandte Materialien - Werkstoff- und Biomechanik (IAM-WBM), Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe, 2016. [Online]. Verfügbar unter: publikationen.bibliothek.kit.edu/1000060087/3913612
- [406] A. A. Safonov, „3D topology optimization of continuous fiber-reinforced structures via natural evolution method“, *Composite Structures*, Jg. 215, S. 289–297, 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.02.063.
- [407] H. Zhang, D. Yang und Y. Sheng, „Performance-driven 3D printing of continuous curved carbon fibre reinforced polymer composites: A preliminary numerical study“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 151, S. 256–264, 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.06.017.
- [408] J. Lee, D. Kim, T. Nomura, E. M. Dede und J. Yoo, „Topology optimization for continuous and discrete orientation design of functionally graded fiber-reinforced composite structures“, *Composite Structures*, Jg. 201, S. 217–233, 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.06.020.
- [409] T. Suzuki, S. Fukushige und M. Tsunori, „Load path visualization and fiber trajectory optimization for additive manufacturing of composites“, *Additive Manufacturing*, Jg. 31, S. 100942, 2020, doi: 10.1016/j.addma.2019.100942.
- [410] H. Sambale, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG In-situ-Polymerisation von Polyamid, In-situ-Polymerisation von Polyamid. [Online]. Verfügbar unter: www.kunststoffe.de/fachinformationen/technik-trends/artikel/in-situ-polymerisation-von-polyamid-598965.html. Zugriff am: 9. August 2020.
- [411] E. Botelho, Ł. Figiel, M. C. Rezende und B. Lauke, „Mechanical behavior of carbon fiber reinforced polyamide composites“, *Composites Science and Technology*, Jg. 63, Nr. 13, S. 1843–1855, 2003, doi: 10.1016/S0266-3538(03)00119-2.
- [412] G. W. Ehrenstein und Z. Brocka, „Strahlenvernetzung von Polyamid zur Verbesserung des tribologischen Verhaltens“, *Kunststofftechnik*, Nr. 05, S. 5–30, 2006. [Online]. Verfügbar unter: www.kunststoffe.de/_storage/asset/548908/storage/master/file/5896710/download/Strahlenvernetzung%20von%20Polyamid%20zur%20Verbesserung%20des%20tribologischen%20Verhaltens.pdf

- [413] Z. Brocka-Krzeminska, Werkstoff- und Einsatzpotential strahlenvernetzter Thermoplaste. Zugl.: Erlangen-Nürnberg, Univ., Diss., 2008. Erlangen: Lehrstuhl für Kunststofftechnik, 2008.
- [414] J. Friedrich, *The Plasma Chemistry of Polymer Surfaces*. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2012.
- [415] J. Schmidt, M. Sachs, S. Faselow, K.-E. Wirth, W. Peukert und S. Kolberg, „Funktionalisierung von Polymermaterialien für Laserstrahlschmelzverfahren“ in *Neue Entwicklungen in der Additiven Fertigung: Beiträge aus der wissenschaftlichen Tagung der Rapid.Tech 2015*, G. Witt, A. Wegner und J. T. Sehr, Hg., Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2015, S. 25–40, doi: 10.1007/978-3-662-48473-9_3.
- [416] S.-Y. Fu und B. Lauke, „Comparison of the stress transfer in single- and multi-fiber composite pull-out tests“, *Journal of Adhesion Science and Technology*, Jg. 14, Nr. 3, S. 437–452, 2000, doi: 10.1163/156856100742690.
- [417] J. Beter, B. Schritteser, B. Maroh, E. Sarlin, P. F. Fuchs und G. Pinter, „Comparison and Impact of Different Fiber Debond Techniques on Fiber Reinforced Flexible Composites“ (eng), *Polymers*, Jg. 12, Nr. 2, S. 1–11, 2020, doi: 10.3390/polym12020472.
- [418] A. P. Mouritz, „Review of z-pinned composite laminates“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 38, Nr. 12, S. 2383–2397, 2007, doi: 10.1016/j.compositesa.2007.08.016.
- [419] A. R. Ravindran, R. B. Ladani, C. H. Wang und A. P. Mouritz, „Hierarchical mode I and mode II interlaminar toughening of Z-pinned composites using 1D and 2D carbon nanofillers“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 124, S. 105470, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.05.038.
- [420] C. Hopmann und S. Kreimeier, „Modelling the Heating Process in Simultaneous Laser Transmission Welding of Semicrystalline Polymers“, *Journal of Polymers*, Jg. 2016, S. 1–10, 2016, doi: 10.1155/2016/3824065.
- [421] A. Stein, „Technologiesprung in die Zukunft: Weiterentwicklungen befähigen Additive Manufacturing auch für den Serieneinsatz“, *Kunststoffe*, Nr. 04, S. 31–33, 2018.
- [422] R. Lachmayer, P. C. Gembariski, P. Gottwald und R. B. Lippert, „The Potential of Product Customization Using Technologies of Additive Manufacturing“ in *Springer Proceedings in Business and Economics, Managing Complexity*, J. Bellemare, S. Carrier, K. Nielsen und F. T. Piller, Hg., Cham: Springer International Publishing, 2017, S. 71–81, doi: 10.1007/978-3-319-29058-4_6.
- [423] S. Polenz, M. Oettel, E. López und C. Leyens, „Hybride Prozesskette aus Gießen und additiver Fertigung“, *Lightweight Des*, Jg. 12, Nr. 3, S. 58–63, 2019, doi: 10.1007/s35725-019-0024-8.
- [424] M. Rakhshbahar und M. Sinapius, „A Novel Approach: Combination of Automated Fiber Placement (AFP) and Additive Layer Manufacturing (ALM)“, *J. Compos. Sci.*, Jg. 2, Nr. 3, S. 42, 2018, doi: 10.3390/jcs2030042.
- [425] A. Leupold, „Wenn Daten zu Produkten werden: Rechtliche Aspekte der additiven Fertigung rechtzeitig klären“, *Kunststoffe*, Nr. 05, S. 32–33, 2018.
- [426] M. Araya-Calvo, I. López-Gómez, N. Chamberlain-Simon, J. L. León-Salazar, T. Guillén-Girón, J. S. Corrales-Cordero und O. Sánchez-Brenes, „Evaluation of compressive and flexural properties of continuous fiber fabrication additive manufacturing technology“, *Additive Manufacturing*, Jg. 22, S. 157–164, 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.05.007.
- [427] J. D. Argüello-Bastos, C. A. Ruiz-Florián, O. A. González-Estrada, A. D. Pertuz-Comas und A. Martínez-Amariz, „Compression tests performed in reinforced rigid matrix composite varying the reinforcement material“, *J. Phys.: Conf. Ser.*, Jg. 1126, S. 12007, 2018, doi: 10.1088/1742-6596/1126/1/012007.

- [428] J. D. Argüello-Bastos, O. A. González-Estrada, C. A. Ruiz-Florián, A. D. Pertuz-Comas und E. D. V-Niño, „Study of mechanical properties under compression failure in reinforced composite materials produced by additive manufacturing“, *J. Phys.: Conf. Ser.*, Jg. 1126, S. 12005, 2018, doi: 10.1088/1742-6596/1126/1/012005.
- [429] P. Bettini, G. Alitta, G. Sala und L. Di Landro, „Fused Deposition Technique for Continuous Fiber Reinforced Thermoplastic“, *J. of Materi Eng and Perform*, Jg. 26, Nr. 2, S. 843–848, 2017, doi: 10.1007/s11665-016-2459-8.
- [430] L. G. Blok, M. L. Longana, H. Yu und B. Woods, „An investigation into 3D printing of fibre reinforced thermoplastic composites“, *Additive Manufacturing*, Jg. 22, S. 176–186, 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.04.039.
- [431] M. A. Caminero, J. M. Chacón, I. García-Moreno und G. P. Rodríguez, „Impact damage resistance of 3D printed continuous fibre reinforced thermoplastic composites using fused deposition modelling“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 148, S. 93–103, 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.04.054.
- [432] M. A. Caminero, J. M. Chacón, I. García-Moreno und J. M. Reverte, „Interlaminar bonding performance of 3D printed continuous fibre reinforced thermoplastic composites using fused deposition modelling“, *Polymer Testing*, Jg. 68, S. 415–423, 2018, doi: 10.1016/j.polymertesting.2018.04.038.
- [433] J. M. Chacón, M. A. Caminero, P. J. Núñez, E. García-Plaza, I. García-Moreno und J. M. Reverte, „Additive manufacturing of continuous fibre reinforced thermoplastic composites using fused deposition modelling: Effect of process parameters on mechanical properties“, *Composites Science and Technology*, Jg. 181, S. 107688, 2019, doi: 10.1016/j.compscitech.2019.107688.
- [434] A. N. Dickson, K.-A. Ross und D. P. Dowling, „Additive manufacturing of woven carbon fibre polymer composites“, *Composite Structures*, Jg. 206, S. 637–643, 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.08.091.
- [435] A. N. Dickson und D. P. Dowling, „Enhancing the bearing strength of woven carbon fibre thermoplastic composites through additive manufacturing“, *Composite Structures*, Jg. 212, S. 381–388, 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.01.050.
- [436] A. N. Dickson, J. N. Barry, K. A. McDonnell und D. P. Dowling, „Fabrication of continuous carbon, glass and Kevlar fibre reinforced polymer composites using additive manufacturing“, *Additive Manufacturing*, Jg. 16, S. 146–152, 2017, doi: 10.1016/j.addma.2017.06.004.
- [437] G. Dong, Y. Tang, D. Li und Y. F. Zhao, „Mechanical Properties of Continuous Kevlar Fiber Reinforced Composites Fabricated by Fused Deposition Modeling Process“, *Procedia Manufacturing*, Jg. 26, S. 774–781, 2018, doi: 10.1016/j.promfg.2018.07.090.
- [438] E. Dugbenoo, M. F. Arif, B. L. Wardle und S. Kumar, „Enhanced Bonding via Additive Manufacturing-Enabled Surface Tailoring of 3D Printed Continuous-Fiber Composites“, *Adv. Eng. Mater.*, Jg. 20, Nr. 12, S. 1800691, 2018, doi: 10.1002/adem.201800691.
- [439] T. A. Dutra, R. T. L. Ferreira, H. B. Resende und A. Guimarães, „Mechanical characterization and asymptotic homogenization of 3D-printed continuous carbon fiber-reinforced thermoplastic“, *J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.*, Jg. 41, Nr. 3, 2019, doi: 10.1007/s40430-019-1630-1.
- [440] G. D. Goh, V. Dikshit, A. P. Nagalingam, S. Agarwala, S. L. Sing, J. Wei und W. Y. Yeong, „Characterization of mechanical properties and fracture mode of additively manufactured carbon fiber and glass fiber reinforced thermoplastics“, *Materials & Design*, Jg. 137, S. 79–89, 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2017.10.021.
- [441] O. A. González-Estrada, A. Pertuz und J. E. Quiroga Mendez, „Evaluation of Tensile Properties and Damage of Continuous Fibre Reinforced 3D-Printed Parts“, *KEM*, Jg. 774, S. 161–166, 2018, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.774.161.

- [442] W. Hao, Y. Liu, H. Zhou, H. Chen und D. Fang, „Preparation and characterization of 3D printed continuous carbon fiber reinforced thermosetting composites“, *Polymer Testing*, Jg. 65, S. 29–34, 2018, doi: 10.1016/j.polymertesting.2017.11.004.
- [443] M. Heidari-Rarani, M. Rafiee-Afarani und A. M. Zahedi, „Mechanical characterization of FDM 3D printing of continuous carbon fiber reinforced PLA composites“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 175, S. 107147, 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.107147.
- [444] R. Hofmann, H. Pfitzer, J. Mc Hugh und J. Starke, „Superhirn im Ablegekopf: Additive Fertigung von carbonfaserverstärkten Bauteilen mit UV-Strahlung“, *Kunststoffe*, Nr. 09, S. 162–168, 2017.
- [445] M. Iragi, C. Pascual-González, A. Esnaola, C. S. Lopes und L. Aretxabaleta, „Ply and interlaminar behaviours of 3D printed continuous carbon fibre-reinforced thermoplastic laminates; effects of processing conditions and microstructure“, *Additive Manufacturing*, Jg. 30, S. 100884, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.100884.
- [446] J. Justo, L. Távara, L. García-Guzmán und F. París, „Characterization of 3D printed long fibre reinforced composites“, *Composite Structures*, Jg. 185, S. 537–548, 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2017.11.052.
- [447] R. Matsuzaki, M. Ueda, M. Namiki, T.-K. Jeong, H. Asahara, K. Horiguchi, T. Nakamura, A. Todoroki und Y. Hirano, „Three-dimensional printing of continuous-fiber composites by in-nozzle impregnation“ (eng), *Scientific reports*, Jg. 6, S. 23058, 2016, doi: 10.1038/srep23058.
- [448] G. W. Melenka, B. K. Cheung, J. S. Schofield, M. R. Dawson und J. P. Carey, „Evaluation and prediction of the tensile properties of continuous fiber-reinforced 3D printed structures“, *Composite Structures*, Jg. 153, S. 866–875, 2016, doi: 10.1016/j.compstruct.2016.07.018.
- [449] M. Mohammadzadeh, A. Imeri, I. Fidan und M. Elkelany, „3D printed fiber reinforced polymer composites - Structural analysis“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 175, S. 107112, 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.107112.
- [450] M. Mohammadzadeh, I. Fidan, M. Allen und A. Imeri, „Creep behavior analysis of additively manufactured fiber-reinforced components“, *Int J Adv Manuf Technol*, Jg. 99, 5-8, S. 1225–1234, 2018, doi: 10.1007/s00170-018-2539-z.
- [451] K. Mori, T. Maeno und Y. Nakagawa, „Dieless Forming of Carbon Fibre Reinforced Plastic Parts Using 3D Printer“, *Procedia Engineering*, Jg. 81, S. 1595–1600, 2014, doi: 10.1016/j.proeng.2014.10.196.
- [452] J. Naranjo-Lozada, H. Ahuett-Garza, P. Orta-Castañón, W. M. Verbeeten und D. Sáiz-González, „Tensile properties and failure behavior of chopped and continuous carbon fiber composites produced by additive manufacturing“, *Additive Manufacturing*, Jg. 26, S. 227–241, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2018.12.020.
- [453] I. Sierra Nossa, O. Bohórquez, A. Pertuz, H. G. Sánchez Acevedo und O. A. González-Estrada, „Tensile mechanical properties of composite materials with continuous fiber produced by additive manufacturing“, *J. Phys.: Conf. Ser.*, Jg. 1386, S. 12008, 2019, doi: 10.1088/1742-6596/1386/1/012008.
- [454] C. Oztan, R. Karkkainen, M. Fittipaldi, G. Nygren, L. Roberson, M. Lane und E. Celik, „Microstructure and mechanical properties of three dimensional-printed continuous fiber composites“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 53, Nr. 2, S. 271–280, 2019, doi: 10.1177/0021998318781938.
- [455] A. C. Paredes, O. Bohórquez, A. Pertuz, Y. Rueda und O. A. González-Estrada, „Interlaminar tensile strength for composite materials made by additive manufacturing“, *J. Phys.: Conf. Ser.*, Jg. 1386, S. 12002, 2019, doi: 10.1088/1742-6596/1386/1/012002.
- [456] M. Reis Silva, A. M. Pereira, N. Alves, G. Mateus, A. Mateus und C. Malça, „Development of an Additive Manufacturing System for the Deposition of Thermoplastics Impregnated with Carbon Fibers“, *JMMP*, Jg. 3, Nr. 2, S. 35, 2019, doi: 10.3390/jmmp3020035.

- [457] M. Sardinha, P. Diogo, C. M. S. Vicente, M. Leite, R. Relógio und L. Reis, „Effect of fiber fraction and orientation on the mechanical properties of nylon reinforced with fiberglass by continuous fiber fabrication“ in 27th Annual International Conference on Composites/Nano Engineering (ICCE-27), At Granada, Spain. [Online]. Verfügbar unter:
www.researchgate.net/publication/335724426_effect_of_fiber_fraction_and_orientation_on_the_mechanical_properties_of_nylon_reinforced_with_fiberglass_by_continuous_fiber_fabrication
- [458] X. Tian, T. Liu, Q. Wang, A. Dilmurat, D. Li und G. Ziegmann, „Recycling and remanufacturing of 3D printed continuous carbon fiber reinforced PLA composites“, *Journal of Cleaner Production*, Jg. 142, S. 1609–1618, 2017, doi: 10.1016/j.jclepro.2016.11.139.
- [459] X. Tian, T. Liu, C. Yang, Q. Wang und D. Li, „Interface and performance of 3D printed continuous carbon fiber reinforced PLA composites“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 88, S. 198–205, 2016, doi: 10.1016/j.compositesa.2016.05.032.
- [460] L. Y. L. Tse, S. Kapila und K. Barton, „Contoured 3D printing of fiber reinforced polymers“ in 27. Solid Freeform Fabrication (SFF) Symposium, The University of Texas at Austin in the AT&T Executive Education and Conference Center, 2016, S. 1205–1216.
- [461] F. van Der Klift, Y. Koga, A. Todoroki, M. Ueda, Y. Hirano und R. Matsuzaki, „3D Printing of Continuous Carbon Fibre Reinforced Thermo-Plastic (CFRTP) Tensile Test Specimens“, *OJCM*, Jg. 06, Nr. 01, S. 18–27, 2016, doi: 10.4236/ojcm.2016.61003.
- [462] T. Vaneker, „Material Extrusion of Continuous Fiber Reinforced Plastics Using Commingled Yarn“, *Procedia CIRP*, Jg. 66, S. 317–322, 2017, doi: 10.1016/j.procir.2017.03.367.
- [463] C. Yang, X. Tian, T. Liu, Y. Cao und D. Li, „3D printing for continuous fiber reinforced thermoplastic composites: mechanism and performance“, *Rapid Prototyping Journal*, Jg. 23, Nr. 1, S. 209–215, 2017, doi: 10.1108/RPJ-08-2015-0098.
- [464] T. Yu, Z. Zhang, S. Song, Y. Bai und D. Wu, „Tensile and flexural behaviors of additively manufactured continuous carbon fiber-reinforced polymer composites“, *Composite Structures*, Jg. 225, S. 111147, 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.111147.
- [465] K. Zhang, W. Zhang und X. Ding, „Multi-axis additive manufacturing process for continuous fibre reinforced composite parts“, *Procedia CIRP*, Jg. 85, S. 114–120, 2019, doi: 10.1016/j.procir.2019.09.022.

KOOPERATIVE ABSCHLUSSARBEITEN

- [248] J. Nüßlein, „Flammgeschützte Polyamide für die E&E Industrie in der Additiven Fertigung“. Bachelorarbeit, Fakultät Angewandte Chemie, Technische Hochschule Nürnberg Georg Simon Ohm, Nürnberg, 2018.
- [253] A. Pinkin, „Einfluss von 3D-Druck-Verarbeitungsparametern auf die Brand- und mechanischen Eigenschaften flammgeschützter Polyamide“. Bachelorarbeit, Fakultät Angewandte Chemie, Technische Hochschule Nürnberg Georg Simon Ohm, Nürnberg, 2019.
- [336] M. Raths, „Verbesserung der interlaminaren Adhäsion im additiven FLM-Prozess durch Vorerwärmung der thermoplastischen Matrix mittels Laserstrahlung“. Masterarbeit, Fakultät Elektrotechnik, Feinwerktechnik und Informationstechnik, Technische Hochschule Nürnberg Georg Simon Ohm, Nürnberg, 2019.
- [337] P. D. T. Pham, „Untersuchung und Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften von faserverstärkten Thermoplasten im FLM-Verfahren“. Bachelorarbeit, Fakultät Angewandte Chemie, Technische Hochschule Nürnberg Georg Simon Ohm, Nürnberg, 2019.
- [359] O. Mehl, „Strahlungsbasierte Vorwärmung von thermoplastischen Werkstoffen für das FLM-Verfahren“. Masterarbeit, Lehrstuhl für Photonische Technologien (LPT), Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), Erlangen, 2018.
- [360] T. Rosenow, „Untersuchung und Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften ausgewählter Thermoplasten in Bezug auf die Variation der Prozessparameter beim Laser-gestützten FLM-Verfahren“. Masterarbeit, Lehrstuhl für Photonische Technologien (LPT), Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), Erlangen, 2019.

PUBLIKATIONSVERZEICHNIS

- [55] J. T. Zeitler, C. Kühn, N. Urban und J. Franke, „Engineering von mechatronischen Baugruppen für die additive Fertigung“, *Konstruktion*, S. 67–82, 2017. [Online]. Verfügbar unter: www.ingenieur.de/Konstruktion/2017/Ausgabe-11-12/Praxis-Forschung-Wissenschaft/Engineering-von-mechatronischen-Baugruppen-fuer-die-additive-Fertigung
- [361] C. Kühn, B. Niese und G. Witt, „Improving the mechanical properties in FLM-processing by locally laser-preheating and continuous fiber reinforcement“ in *Rapid.Tech + FabCon 3.D International Hub for Additive Manufacturing: Exhibition + Conference + Networking*, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2019, S. 258–273, doi: 10.3139/9783446462441.019.
- [362] C. Kühn, O. Mehl, T. Laumer und G. Witt, „Comparison between the optical properties of injection molded and additive manufactured components“, *Procedia CIRP*, Jg. 74, S. 259–263, 2018, doi: 10.1016/j.procir.2018.08.106.

XIV. ANHANG

Der Anhang teilt sich in den internen und den externen Anhang auf. Der interne Anhang besteht aus Tabellen, Messdaten sowie zusätzlichen Grafiken mit direktem Bezug und Kontext zur bisherigen Ausarbeitung, während der externe Anhang auf einem separaten Datenträger CAX-Dateien, Datenblätter, die SPS-Dokumentation, Datenblätter und weitere Unterlagen enthält.

1. Kontextbezogener Anhang

Tabelle XIV-1-I: Relevante Literatur im Kontext der MEX-Endlosfaserverstärkung

Autor (-en)	Imprägnierung, Material, Maschine
Akhoundi et al. [332]	In situ, E-Glas + PLA, Eigenbau
Araya-alvo et al. [426]	Post, Markforged, MarkTwo
Argüello-Bastos et al. [427, 428]	Post, Markforged, MarkTwo
Bettini et al. [429]	In situ, Aramid + PLA, Blue Tek Strato (modifiziert)
Blok et al. [430]	Post, Markforged, MarkOne
Camirero et al. [431, 432]	Post, Markforged, MarkTwo
Chacón et al. [433]	Post, Markforged, MarkTwo
Dickson et al. [434–436]	Post, Markforged, MarkOne + Prusa i3
Dong et al. [437]	Post, Markforged, MarkOne
Dugbenoo et al. [438]	Post, Markforged, MarkOne
Dutra et al. [439]	Post, Markforged, MarkOne
Goh et al. [440]	Post, Markforged, MarkOne
González-Estrada et al. [441]	Post, Markforged, MarkTwo
Hao et al. [442]	In situ, CF + Duroplast, Eigenbau (N.N.)
Heidari-Rarani et al. [443]	In situ, CF + PLA (+ PVA), Eigenbau (N.N.)
Hofmann et al. [444]	In situ, CF b-stage + Duroplast, Eigenbau
Hu et al. [241]	Prä, CF + PLA, Eigenbau/RepRap Mendel
Iragi et al. [445]	Post, Markforged, MarkTwo
Justo et al. [446]	Post, Markforged, MarkOne
Li et al. [236]	In situ, CF + PLA + Dichlormethan, Eigenbau (N.N.)
Matsuzaki et al. [447]	In situ, CF + PLA, Blade-1/FlashForge
Mei et al. [273]	Post, Markforged, MarkTwo + Heißpressverfahren
Melenka et al. [448]	Post, Markforged, MarkOne
Mohammadzadeh et al. [449, 450]	Post, Markforged, MarkTwo
Mori et al. [451]	In situ, CF + ABS, Eigenbau (N.N.)
Moritzer et al. [261]	Post, PP + Gelege, Arburg Freeformer

Nakagawa et al. [277]	Fortführung von [451]
Naranjo-Lozada et al. [452]	Post, Markforged, MarkTwo
Nossa et al. [453]	Post, Markforged, MarkTwo
Oztan et al. [454]	Post, Markforged, MarkOne
Paredes et al. [455]	Post, Markforged, MarkTwo
Qiao et al. [238]	Prä, CF + PLA + Dichlormethan, Eigenbau (N.N.)
Reis Silva et al. [456]	Post, Markforged, MarkTwo
Rimašauskas et al. [237]	In situ, CF + PLA + Dichlormethan, Eigenbau (N.N.)
Sardinha et al. [457]	Post, Markforged, MarkTwo
Tian et al. [458, 459]	In situ, CF + PLA, Eigenbau (N.N.)
Tse et al. [460]	Prä, CF + PCL, Eigenbau (N.N.)
Van der Klift et al. [461]	Post, Markforged, MarkOne
Vaneker [462]	Prä, Hybridgarn E-Glas + PP, Eigenbau (N.N.)
Yang et al. [463]	In situ, CF + ABS, Eigenbau (N.N.)
Yu et al. [464]	Post, Markforged, MarkOne oder MarkTwo
Zhang et al. [465]	Post, Markforged Fasern + PLA, 5-Achs Eigenbau

Tabelle XIV-1-II: Kurzfaserorientierung im Längsschliff ausgewählter Filamente



Abbildung XIV-1-1: Kurzfaservororientierung Filament PA 6.66 CF10 KFA (siehe Abbildung XII-3-24)



Abbildung XIV-1-2: Kurzfaservororientierung Filament PA 6 CF20 KFG (siehe Abbildung XII-3-25)

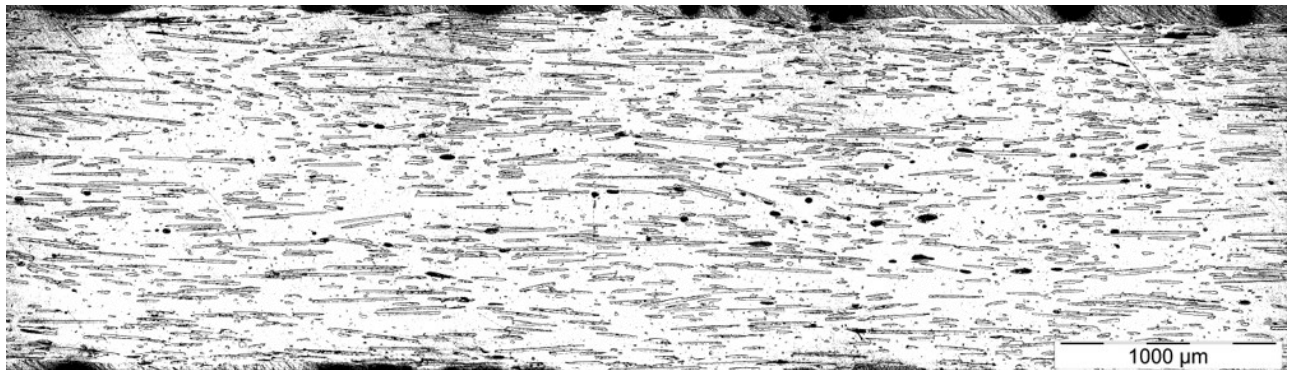
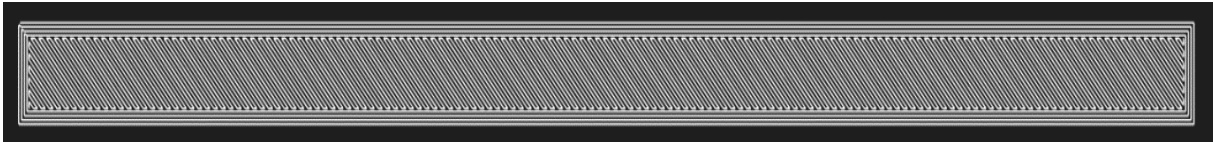
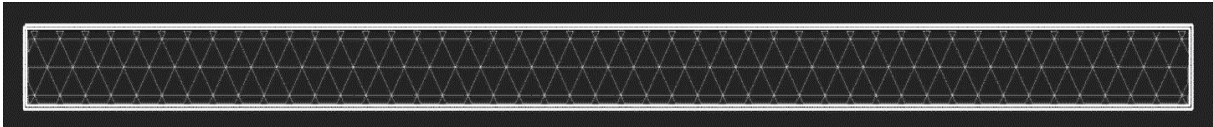
Abbildung XIV-1-3: Kurzfaservororientierung Filament PA 6 GF30 KF_H (siehe Abbildung XII-3-26)

Tabelle XIV-1-III: Fertigungsparameter für die Vorversuche bezüglich der Endlosfaserverstärkung

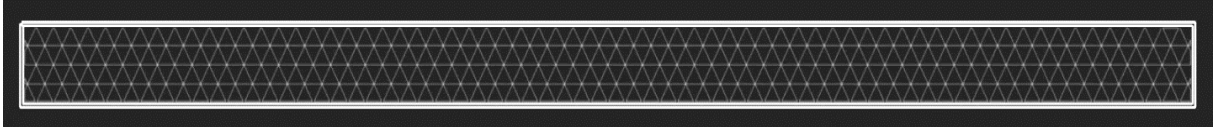
Fertigungsparameter für Mark Two Vorversuchserie								
	Nominal continuous fiber content	Infill	Roof & Floor Layers	Wall Layers	Total Fiber Layers	Fiber Location (Layer #)	Concentric Rings	Concentric / Isotropic
Carbon fiber, 32 Layer à 0,125 mm	0 % (Default)	37 %	4	2	-	-	-	-
	0 % (Max.)	55 %	10	4	-	-	-	-
	10 %	37 %	4	2	3	15–17	5	Concentric
	50 %	37 %	4	2	12	10–22	5	Concentric
	100 %	37 %	4	2	24	4–28	5	Concentric
Glass fiber (HSHT), 40 Layer à 0,1 mm	0 % (Default)	37 %	4	2	-	-	-	-
	0 % (Max.)	55 %	10	4	-	-	-	-
	10 %	37 %	4	2	4	18–22	6	Concentric
	50 %	37 %	4	2	16	12–28	6	Concentric
	100 %	37 %	4	2	32	4–37	6	Concentric




Roof & Floor Layers



Standard Volumenfüllgrad (bei Endlosfaserverstärkung: 37 %)



Maximaler Volumenfüllgrad (ohne Endlosfaserverstärkung: 55 %)



Faserpfad (blau)

Tabelle XIV-1-IV: Zieldurchmesser und Ovalität verschiedener Filamente

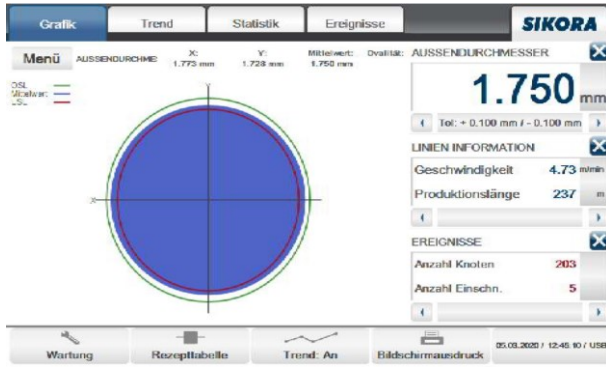


Abbildung XIV-1-4: PA 6.66 FR + 480 tex (V12)

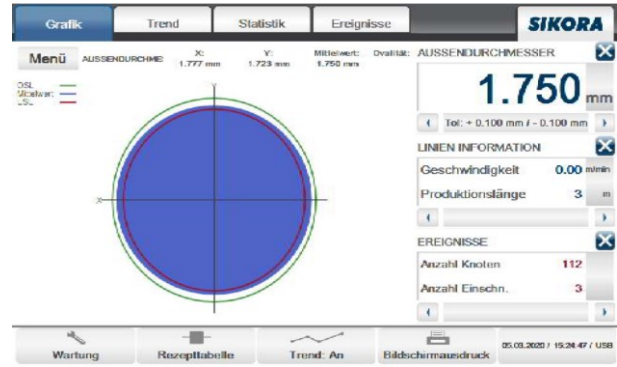


Abbildung XIV-1-5: PA 6.66 FR + 900 tex (V13)

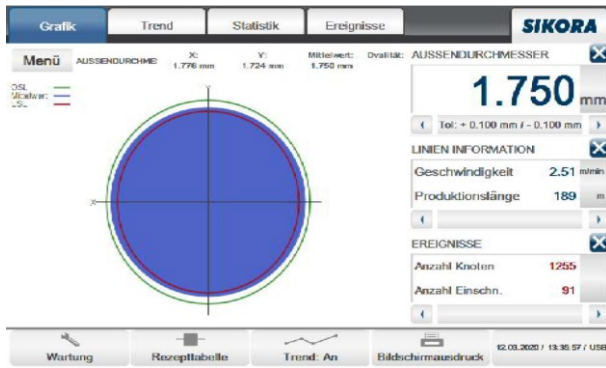


Abbildung XIV-1-6: PA 6.66 FR + 1400 tex (V14)

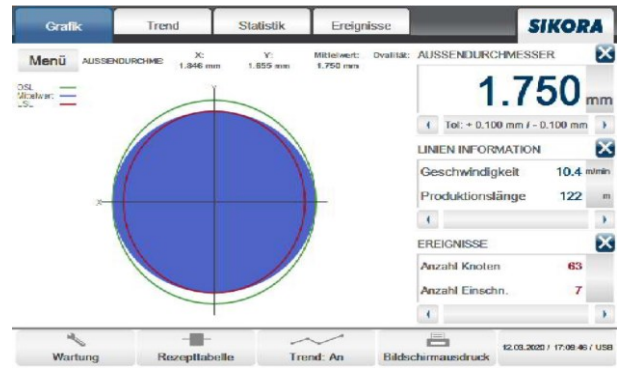


Abbildung XIV-1-7: PA 6.66 FR + 1800 tex (V16)

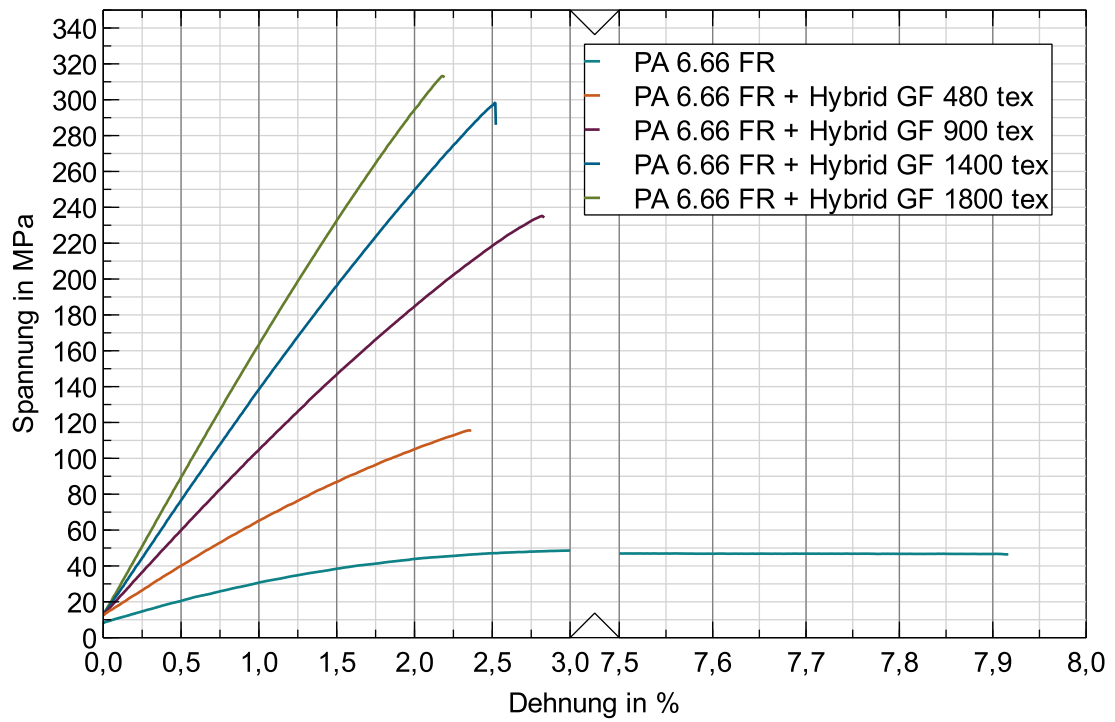


Abbildung XIV-1-8: Spannungs-Dehnungsdiagramm der FR-Endlosfaserfilamente mit n = 1

Tabelle XIV-1-V: Pareto Diagramme der standardisierten Effekte

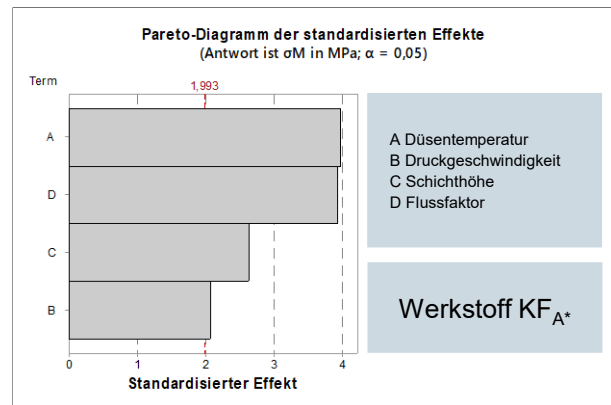
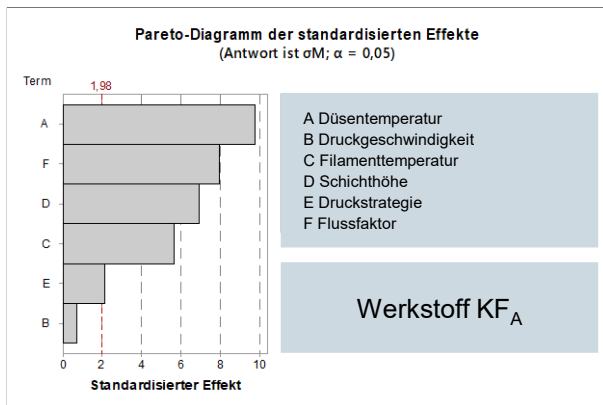
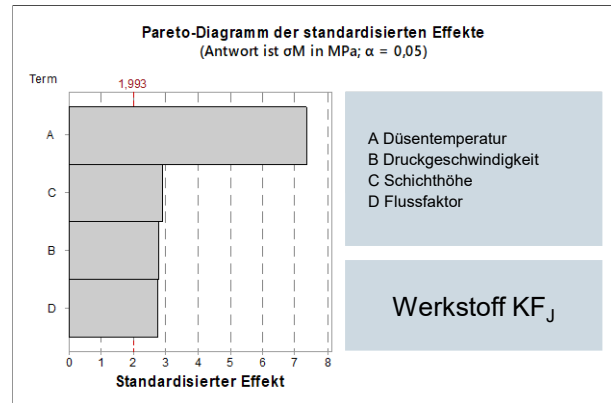
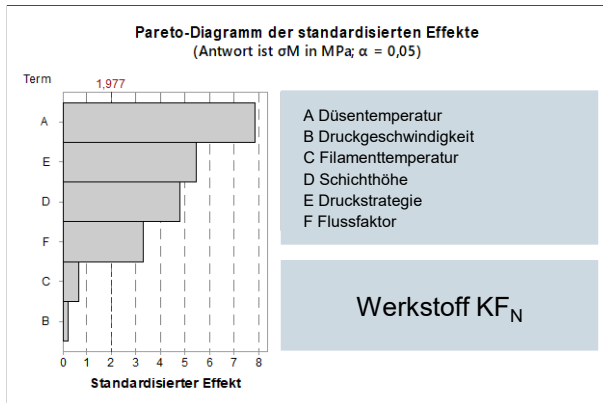


Tabelle XIV-1-VI: Bestimmung der Laserleistung für die Laservorwärmung (KF_A)

Leistung in W	Temperatur in °C	ΔT zu 30 °C in K	Standardabweichung
5	65	35	0,67
6	93	63	1,30
7	118	88	1,84
8	138	108	2,04
9	162	132	3,50
10	206	176	6,17
11	247	217	6,24
Messdauer $t = 1,101$ s, Messintervall $f = 0,008$ s, Vorschubgeschwindigkeit 50 mm/s, Standardabweichung in K			

Tabelle XIV-1-VII: Bestimmung der Laserleistung für die Laservorwärmung (KF_A*)

Leistung in W	Temperatur in °C	ΔT zu 30 °C in K	Standardabweichung
4	40	10	1,12
6	70	40	1,83
8	95	65	1,67
10	118	88	2,70
12	142	112	5,71
14	171	141	7,49
Messdauer $t = 1,101$ s, Messintervall $f = 0,008$ s, Vorschubgeschwindigkeit 30 mm/s, Standardabweichung in K			

Tabelle XIV-1-VIII: Bestimmung der Laserleistung für die Laservorwärmung (KF_N)

Leistung in W	Temperatur in °C	ΔT zu 30 °C in K	Standardabweichung
6	55	25	0,76
7	64	34	0,26
8	73	43	1,46
9	88	58	1,08
10	98	68	1,75
11	107	77	1,38
12	115	85	1,32
Messdauer $t = 1,101$ s, Messintervall $f = 0,008$ s, Vorschubgeschwindigkeit 60 mm/s, Standardabweichung in K			

Tabelle XIV-1-IX: Bestimmung der Laserleistung für die Laservorwärmung (ABS KF_N)

Leistung in W	Temperatur in °C	ΔT zu 30 °C in K	Standardabweichung
4	53	23	1,26
5	87	57	2,33
6	115	85	2,96
7	149	119	4,52
8	176	146	5,21
9	207	177	2,46
10	237	207	3,90
Messdauer $t = 1,101$ s, Messintervall $f = 0,008$ s, Vorschubgeschwindigkeit 30 mm/s, Standardabweichung in K			

Tabelle XIV-1-X: Versuchsplan KF_A

Nomenklatur: Werkstoff-Maschine-Richtung-Düsentemperatur-Filamenttemperatur-Schichthöhe-Geschwindigkeit-Extrusionsfaktor-Laserleistung-Füllmuster

AA	KF _A -Ultimaker-Z-T250-TFIL60-LH0,275-V50-FF95-L0-R0°
AB	KF _A -Ultimaker-Z-T255-TFIL60-LH0,275-V50-FF95-L0-R0°
AC	KF _A -Ultimaker-Z-T260-TFIL60-LH0,275-V50-FF95-L0-R0°
AD	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL60-LH0,275-V50-FF95-L0-R0° (Zentralwert)
AE	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL30-LH0,275-V50-FF95-L0-R0° (Minimum)
AF	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL40-LH0,275-V50-FF95-L0-R0°
AG	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL70-LH0,275-V50-FF95-L0-R0°
AH	KF _A -Ultimaker-Z-T270-TFIL60-LH0,275-V50-FF95-L0-R0°
AI	KF _A -Ultimaker-Z-T275-TFIL60-LH0,275-V50-FF95-L0-R0°
AJ	KF _A -Ultimaker-Z-T280-TFIL60-LH0,275-V50-FF95-L0-R0°
AK	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL60-LH0,175-V50-FF95-L0-R0° (Maximum)
AL	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL60-LH0,225-V50-FF95-L0-R0°
AM	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL60-LH0,325-V50-FF95-L0-R0°
AN	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL60-LH0,375-V50-FF95-L0-R0°
AO	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL60-LH0,275-V50-FF95-L0-R90°
AP	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL60-LH0,275-V50-FF95-L0-R+45°
AQ	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL60-LH0,275-V10-FF95-L0-R0°
AR	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL60-LH0,275-V30-FF95-L0-R0°
AS	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL60-LH0,275-V70-FF95-L0-R0°
AT	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL60-LH0,275-V50-FF105-L0-R0°
AU	KF _A -Ultimaker-Z-T265-TFIL60-LH0,275-V50-FF100-L0-R0°
AV	KF _A -Sinumerik-Z-T280-TFIL60-LH0,175-V50-FF120-L0-R0° (Optimum)
AW	KF _A -Sinumerik-Z-T280-TFIL60-LH0,175-V50-FF120-L8-R0° (Optimum + Laserunterstützung)
AX	KF _A -Sinumerik-Z-T280-TFIL60-LH0,175-V50-FF120-L5-R0° (Optimum + Laserunterstützung)

Tabelle XIV-1-XI: Versuchsplan KF_A*

Nomenklatur: Werkstoff-Maschine-Richtung-Düsentemperatur-Filamenttemperatur-Schichthöhe-Geschwindigkeit-Extrusionsfaktor-Laserleistung-Füllmuster

BA	KF _A *-Ultimaker-Z-T265-TFIL50-LH0,1-V30-FF110-L0-R0°
BB	KF _A *-Ultimaker-Z-T265-TFIL50-LH0,3-V50-FF100-L0-R0°
BC	KF _A *-Ultimaker-Z-T272,5-TFIL50-LH0,1-V20-FF100-L0-R0°
BD	KF _A *-Ultimaker-Z-T280-TFIL50-LH0,3-V20-FF105-L0-R0° (Minimum)
BE	KF _A *-Ultimaker-Z-T280-TFIL50-LH0,2-V50-FF110-L0-R0°
BF	KF _A *-Ultimaker-Z-T265-TFIL50-LH0,3-V20-FF110-L0-R0°
BG	KF _A *-Ultimaker-Z-T272,5-TFIL50-LH0,2-V30-FF105-L0-R0°
BH	KF _A *-Ultimaker-Z-T280-TFIL50-LH0,1-V50-FF100-L0-R0° (Maximum)
BI	KF _A *-Ultimaker-Z-T265-TFIL50-LH0,2-V20-FF100-L0-R0°
BJ	KF _A *-Ultimaker-Z-T265-TFIL50-LH0,1-V50-FF105-L0-R0°
BK	KF _A *-Ultimaker-Z-T272,5-TFIL50-LH0,3-V50-FF110-L0-R0°
BL	KF _A *-Ultimaker-Z-T280-TFIL50-LH0,1-V20-FF110-L0-R0°
BM	KF _A *-Ultimaker-Z-T280-TFIL50-LH0,3-V30-FF100-L0-R0°
BN	KF _A *-Sinumerik-Z-T280-TFIL50-LH0,1-V30-FF40-L0-R0°
BO	KF _A *-Sinumerik-Z-T280-TFIL50-LH0,1-V30-FF40-L8-R0°
BP	KF _A *-Sinumerik-Z-T280-TFIL50-LH0,1-V30-FF40-L5-R0°
BQ	KF _A *-Sinumerik-Z-T280-TFIL50-LH0,1-V50-FF66-L9-R0°
BR	KF _A *-Sinumerik-Z-T280-TFIL50-LH0,1-V50-FF66-L0-R0° (Maximum)
BS	KF _A *-Sinumerik-Z-T280-TFIL50-LH0,1-V50-FF66-L10-R0° (Maximum + Laserunterstützung)

Tabelle XIV-1-XII: Versuchsplan KF_N

Nomenklatur: Werkstoff-Maschine-Richtung-Düsentemperatur-Filamenttemperatur-Schichthöhe-Geschwindigkeit-Extrusionsfaktor-Laserleistung-Füllmuster

CA	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,225-V50-FF95-L0-R0°
CB	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,275-V50-FF95-L0-R0°
CC	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,325-V50-FF95-L0-R+45°
CD	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,325-V50-FF95-L0-R90°
CE	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,375-V50-FF95-L0-R0°
CF	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,425-V50-FF95-L0-R0°
CG	KF _N -Ultimaker-Z-T230-TFIL40-LH0,325-V50-FF95-L0-R0°
CH	KF _N -Ultimaker-Z-T235-TFIL40-LH0,325-V50-FF95-L0-R0°
CI	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,325-V50-FF95-L0-R0°
CJ	KF _N -Ultimaker-Z-T245-TFIL40-LH0,325-V50-FF95-L0-R0°
CK	KF _N -Ultimaker-Z-T250-TFIL40-LH0,325-V50-FF95-L0-R0°
CL	KF _N -Ultimaker-Z-T255-TFIL40-LH0,325-V50-FF95-L0-R0°
CM	KF _N -Ultimaker-Z-T260-TFIL40-LH0,325-V50-FF95-L0-R0°
CN	KF _N -Ultimaker-Z-T265-TFIL40-LH0,325-V50-FF95-L0-R0°
CO	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,125-V50-FF95-L0-R0°
CP	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,175-V50-FF95-L0-R0°
CQ	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,325-V50-FF90-L0-R0°
CR	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,325-V50-FF100-L0-R0°
CS	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,325-V10-FF95-L0-R0°
CT	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,325-V30-FF95-L0-R0°
CU	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL40-LH0,325-V70-FF95-L0-R0°
CV	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL30-LH0,325-V50-FF95-L0-R0° (Zentralwert)
CW	KF _N -Ultimaker-Z-T240-TFIL70-LH0,325-V50-FF95-L0-R0°
CZ	KF _N -Ultimaker-Z-T265-TFIL30-LH0,225-V30-FF100-L0-R0° (Optimum)
CX	KF _N -Sinumerik-Z-T265-TFIL30-LH0,225-V30-FF105-L0-R0° (Optimum)
CY	KF _N -Sinumerik-Z-T265-TFIL30-LH0,225-V30-FF105-L6-R0° (Optimum + Laserunterstützung)

Tabelle XIV-1-XIII: Versuchsplan KF_J

Nomenklatur: Werkstoff-Maschine-Richtung-Düsentemperatur-Filamenttemperatur-Schichthöhe-Geschwindigkeit-Extrusionsfaktor-Laserleistung-Füllmuster

DA	KF _J -Ultimaker-Z-T275-TFIL30-LH0,1-V20-FF100-L0-R0°
DB	KF _J -Ultimaker-Z-T280-TFIL30-LH0,2-V20-FF105-L0-R0°
DC	KF _J -Ultimaker-Z-T270-TFIL30-LH0,1-V40-FF110-L0-R0°
DD	KF _J -Ultimaker-Z-T270-TFIL30-LH0,2-V60-FF100-L0-R0°
DE	KF _J -Ultimaker-Z-T280-TFIL30-LH0,15-V60-FF110-L0-R0°
DF	KF _J -Ultimaker-Z-T270-TFIL50-LH0,2-V20-FF110-L0-R0°
DG	KF _J -Ultimaker-Z-T280-TFIL50-LH0,1-V60-FF100-L0-R0°
DH	KF _J -Ultimaker-Z-T275-TFIL50-LH0,15-V40-FF105-L0-R0°
DI	KF _J -Ultimaker-Z-T280-TFIL70-LH0,2-V40-FF100-L0-R0°
DJ	KF _J -Ultimaker-Z-T270-TFIL70-LH0,15-V20-FF100-L0-R0°
DK	KF _J -Ultimaker-Z-T275-TFIL70-LH0,2-V60-FF110-L0-R0°
DL	KF _J -Ultimaker-Z-T280-TFIL70-LH0,1-V20-FF110-L0-R0°
DM	KF _J -Ultimaker-Z-T270-TFIL70-LH0,1-V60-FF105-L0-R0°
DP	KF _J -Ultimaker-Z-T280-TFIL30-LH0,2-V60-FF100-L0-R0°
DF	KF _J -Ultimaker-Z-T270-TFIL50-LH0,2-V20-FF110-L0-R0°
DN	KF _J -Sinumerik-Z-T280-TFIL30-LH0,2-V60-FF160-L0-R0°
DO	KF _J -Sinumerik-Z-T280-TFIL30-LH0,2-V60-FF160-L10-R0°
DQ	KF _J -Sinumerik-Z-T280-TFIL30-LH0,2-V60-FF160-L8-R0°
DR	KF _J -Sinumerik-Z-T280-TFIL30-LH0,2-V60-FF160-L9-R0°

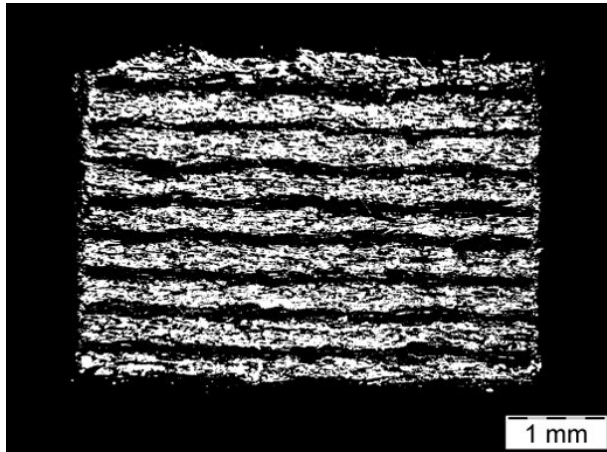
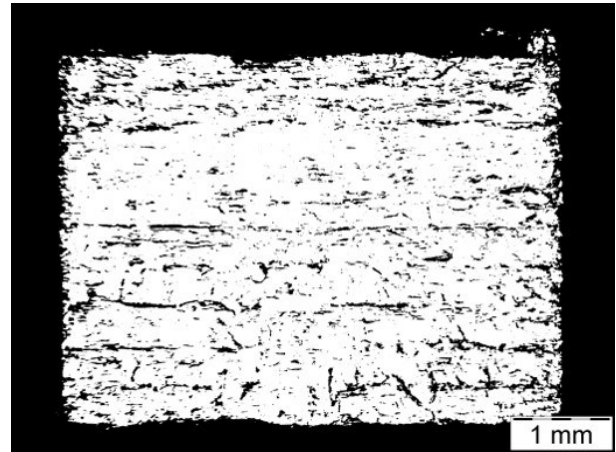
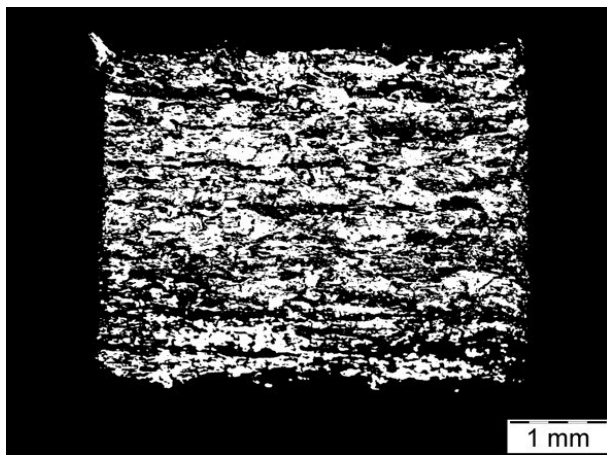
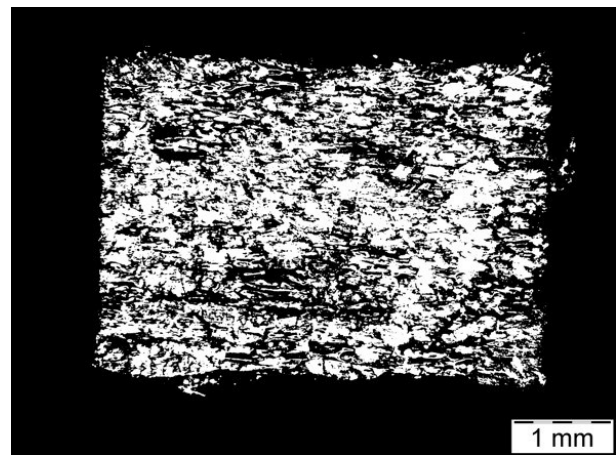
Tabelle XIV-1-XIV: Kontrastreiche Bruchbilder Werkstoff KF_A ohne und mit LaservorwärmungAbbildung XIV-1-9: KF_A Ultimaker AA
(~ 8 MPa)Abbildung XIV-1-10: KF_A Ultimaker Optimalwert
(~ 36 MPa)Abbildung XIV-1-11: KF_A Sinumerik 0 Watt
(~ 22 MPa)Abbildung XIV-1-12: KF_A Sinumerik 8 Watt AW
(~ 31 MPa)

Tabelle XIV-1-XV: Kontrastreiche Bruchbilder Werkstoff KFA* ohne und mit Laservorwärmung

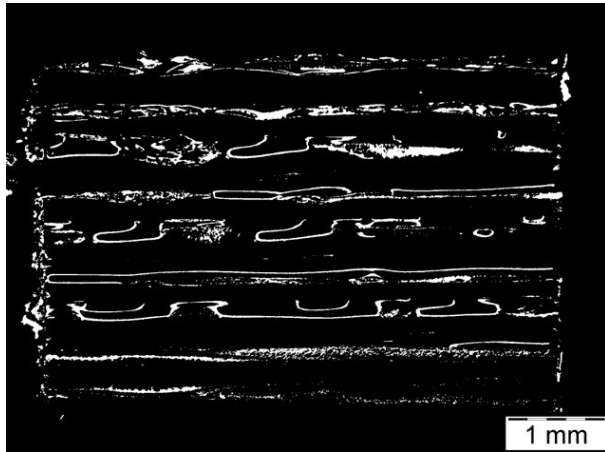
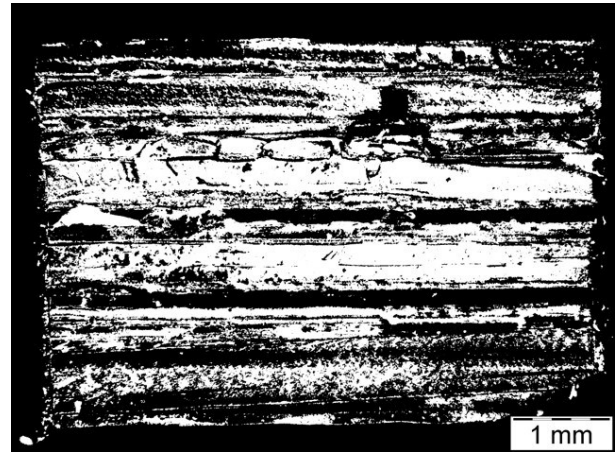
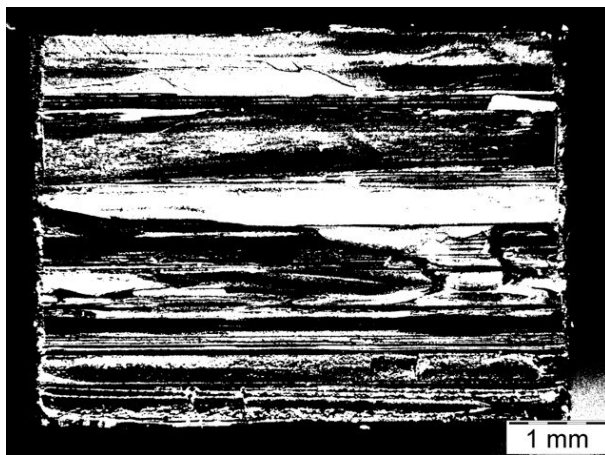
Abbildung XIV-1-13: KFA* Ultimaker BA
(~ 12 MPa)Abbildung XIV-1-14: KFA* Ultimaker Optimalwert BH
(~ 40 MPa)Abbildung XIV-1-15: KFA* Sinumerik 0 Watt BR
(~ 21 MPa)Abbildung XIV-1-16: KFA* Sinumerik 8 Watt BO
(~ 60 MPa)

Tabelle XIV-1-XVI: Kontrastreiche Bruchbilder Werkstoff KF_N ohne und mit Laservorwärmung

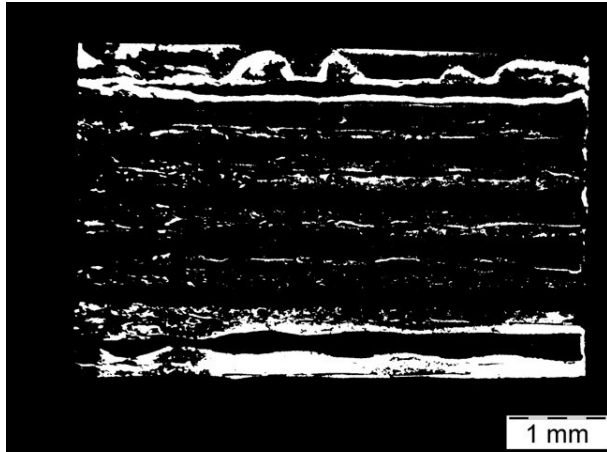


Abbildung XIV-1-17: KF_N Ultimaker Zentralwert
CI (~ 10 MPa)

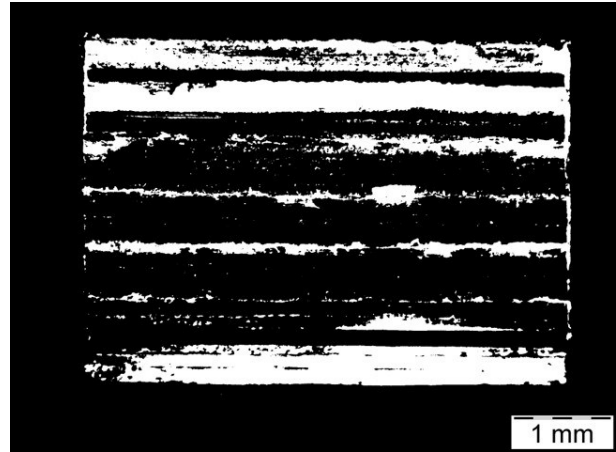


Abbildung XIV-1-18: KF_N Ultimaker Optimalwert
CZ (~ 20 MPa)

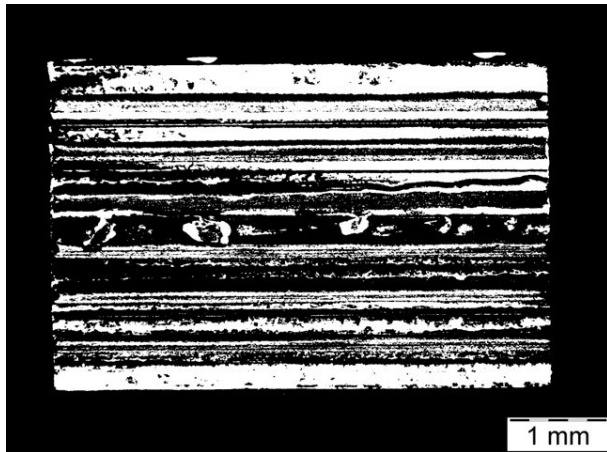


Abbildung XIV-1-19: KF_N Sinumerik 0 Watt
CX (~ 13 MPa)



Abbildung XIV-1-20: KF_N Sinumerik 6 Watt
CY (~ 18 MPa)

Tabelle XIV-1-XVII: Kontrastreiche Bruchbilder Werkstoff KF_J ohne und mit Laservorwärmung

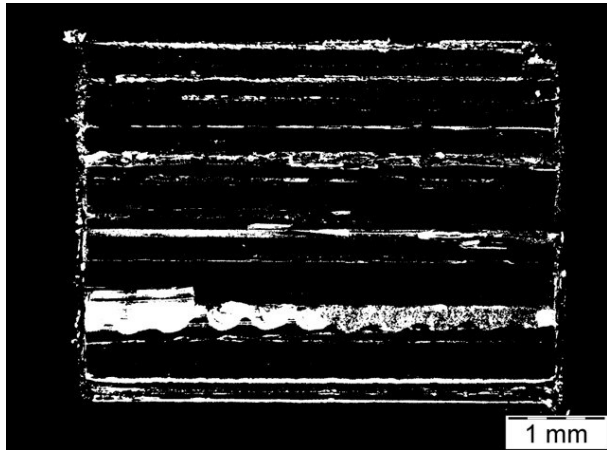


Abbildung XIV-1-21: KF_J Ultimaker DA
(~ 22 MPa)

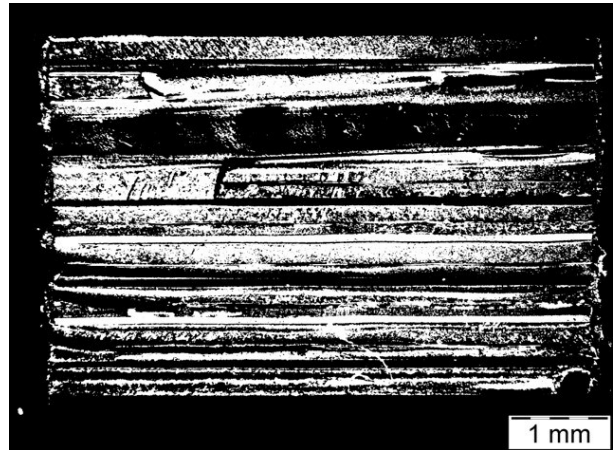


Abbildung XIV-1-22: KF_J Ultimaker Optimalwert DP
(~ 31 MPa)

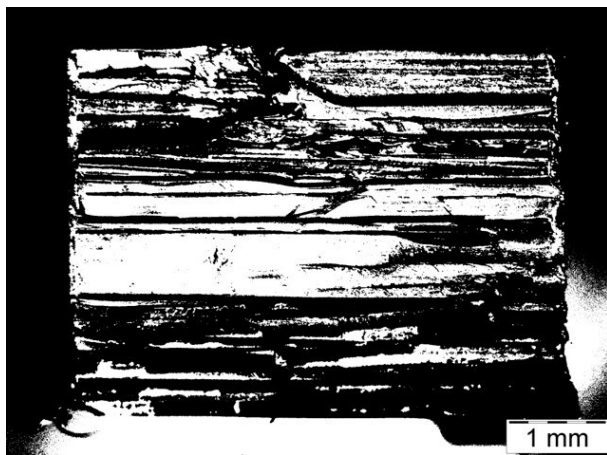


Abbildung XIV-1-23: KF_J Sinumerik 0 Watt DQ
(~ 24 MPa)

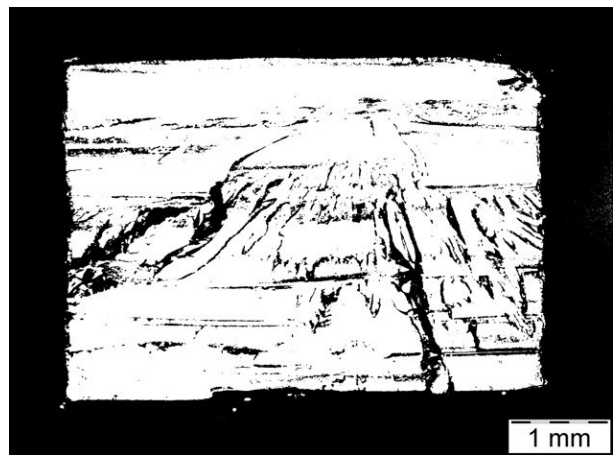


Abbildung XIV-1-24: KF_J Sinumerik 10 Watt DO
(~ 58 MPa)

Tabelle XIV-1-XVIII: Auflistung AM-relevanter Normen

VDI 3405	Additive Fertigungsverfahren - Grundlagen, Begriffe, Verfahrensbeschreibungen
DIN EN ISO 17296-2:2016-12	Additive Fertigung - Grundlagen - Teil 2: Überblick über Prozesskategorien und Ausgangswerkstoffe
DIN EN ISO 17296-3:2016-12	Additive Fertigung - Grundlagen - Teil 3: Haupteigenschaften und entsprechende Prüfverfahren
ISO 17296-4:2014-09	Additive Fertigung - Grundlagen - Teil 4: Überblick über die Datenverarbeitung
DIN EN ISO/ASTM 52900:2017-06	Additive Fertigung - Grundlagen - Terminologie
DIN EN ISO/ASTM 52902:2020-05	Additive Fertigung - Testkörper - Allgemeine Leitlinie für die Bewertung der geometrischen Leistung additiver Fertigungssysteme
ISO/ASTM 52903-1:2020-04	Additive Fertigung - Normfestlegungen für die auf Extrusion basierenden Additiven Fertigungsverfahren für Kunststoff – Teil 1: Ausgangsmaterial
DIN EN ISO/ASTM 52903-2:2018-10 - Entwurf	Additive Fertigung - Normfestlegungen für die materialextrusionsbasierten Additiven Fertigungsverfahren für Kunststoffe - Teil 2: Prozess - Zubehör
ISO/ASTM DTR 52905	Additive manufacturing — General principles — Non-destructive testing of additive manufactured products
ISO/ASTM 52910.2	Standard practices — Guidelines for for design for additive manufacturing
ISO/ASTM PRF TR 52912	Additive manufacturing — Design — Functionally graded additive manufacturing
ISO/ASTM 52915:2016	Specification for additive manufacturing file format (AMF) Version 1.2
DIN EN ISO/ASTM 52921:2017-01	Normbegrifflichkeiten für die Additive Fertigung - Koordinatensysteme und Prüfmethodologien

2. Externer Anhang

Der externe Anhang ist komprimiert auf dem Datenträger (M-DISC DVD R) gespeichert und umfasst folgenden Inhalt:

- 00_Digitale Versionen der eingereichten Dissertation
- 10_Datenblätter
- 20_Messungen
- 30_Versuchsanlage
- 40_Grafiken
- 90_Literatur
- 99_Lebenslauf

XV. LEBENSLAUF

Der Lebenslauf ist in der Online-Version aus Gründen des Datenschutzes nicht enthalten.

Kontaktaufnahme über soziales Netzwerk: <https://www.linkedin.com/in/corneliuskuehn>

DuEPublico

Duisburg-Essen Publications online

UNIVERSITÄT
DUISBURG
ESSEN

Offen im Denken

ub | universitäts
bibliothek

Diese Dissertation wird via DuEPublico, dem Dokumenten- und Publikationsserver der Universität Duisburg-Essen, zur Verfügung gestellt und liegt auch als Print-Version vor.

DOI: 10.17185/duepublico/74146

URN: urn:nbn:de:hbz:464-20210325-094754-3

Alle Rechte vorbehalten.