

Charakterisierung der thermo-mechanischen Eigenschaften additiv gefertigter Komponenten

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur
(Dr.-Ing.)

von M.Eng. Josef Tomas
geb. am 21.06.1985 in Dombarowskij (Russland)
genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. h.c. Holm Altenbach

Prof. Dr.-Ing. Markus Merkel

Prof. Dr.-Ing. Dr. rer. nat. Anne Jung

Promotionskolloquium am 27.03.2025

Kurzfassung

Unter generativer Fertigung (auch als additive Fertigung oder als 3D-Druck bezeichnet) wird ein Fertigungsverfahren verstanden, bei dem die Bauteile durch ein gezieltes Hinzufügen von Material entstehen. Die additive Fertigung wurde vor über 30-Jahren entwickelt und zählt heute zu der Gruppe der Urformverfahren. Additive Fertigung findet immer mehr Anwendung in der Industrie. Um die Ressourceneffizienz zu erhöhen und den Energieeinsatz zu reduzieren sowie Werkstoffe zu optimieren, wird viel an dem Thema der generativen Fertigung geforscht. Die Fertigungsverfahren werden nach Grundwerkstoffarten: Polymere, Keramiken und Metalle sowie nach primären Fertigungsbesonderheiten unterteilt. Die verbreitetsten Verfahren für die additive Fertigung für Metalle sind Pulverbettbasiertes Schmelzen, Auftragschweißen und Freistrah-Bindemittelauftrag. Beim Pulverbettbasierten Schmelzen wird weiter nach der Energiequelle Laser- oder Elektronenstrahl unterschieden. Das Pulverbettbasiertes Laserschmelzen ist sehr verbreitet aufgrund der einfachen Anwendung. Zudem entstehen Bauteile ohne Zwischenschritte im Vergleich zum Auftragschweißen oder zum Freistrah-Bindemittelauftrag. In dieser Arbeit werden unidirektionale Proben genutzt, um die Eigenschaften einzelner Schichten zu bestimmen. Dabei werden bekannten Messverfahren eingesetzt, um die mechanischen und thermischen Eigenschaften zu charakterisieren.

Abstract

Additive manufacturing (also referred to as additive manufacturing or 3D printing) is a manufacturing process in which components are created by adding material. Additive manufacturing was developed over 30 years ago and today belongs to the group of primary molding processes. Additive manufacturing is being used more and more in industry. In order to increase resource efficiency and reduce energy consumption as well as to optimize materials, a lot of research is being done on the topic of additive manufacturing. Manufacturing processes are divided by basic material types: polymers, ceramics and metals and by primary manufacturing characteristics. The most common additive manufacturing processes for metals are powder bed-based melting, buildup welding and free-jet binder deposition. Powder bed-based melting is further differentiated by the energy source: laser or electron beam. Powder bed based laser melting is very common due to its simpler application and use, in addition to producing parts without intermediate steps compared to buildup welding or free jet binder deposition. In this work, the unidirectional samples are used to determine the properties of individual layers. The known measurement techniques are used to characterize the mechanical and thermal properties.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung	1
1.1. Motivation	3
1.2. Arbeitshypothesen	4
1.3. Struktur der Arbeit	8
2. Stand der Forschung und Technik	10
2.1. Additive Fertigung	10
2.2. Pulverbettbasiertes Laserstrahlschmelzen	12
2.2.1. Prozessparameter	15
2.2.2. Prozessüberwachung	16
2.2.3. Mechanische Eigenschaften	21
2.2.4. Werkstoffe	24
2.2.5. Thermische Eigenschaften	26
2.3. Fazit zum Stand der Technik	27
3. Analysemethoden	29
3.1. Dichtebestimmung mit archimedischem Prinzip	29
3.2. Metallografie-Präparation	30
3.3. Zugversuch	31
3.4. Impulserregungstechnik	32
3.5. Transientes Flächenquellenverfahren	34
3.6. Fazit zu den Analysemethoden	40
4. Theoretische Grundlagen	42
4.1. Grundbegriffe des anisotropen Materials	42
4.2. Grundbegriffe der Wärme und des Wärmetransports	48
4.3. Fazit zu den theoretischen Grundlagen	51
5. Material und Probenherstellung	52
5.1. Durchgeführte Vorarbeiten	52
5.2. Werkstoff	55

5.3. Probenherstellung	56
5.4. Fazit zu Material und Probenherstellung	59
6. Gefügecharakterisierung	61
6.1. Dichtemessung	61
6.2. Gefüge	62
6.3. Fazit zur Gefügecharakterisierung	64
7. Charakterisierung mechanischer Eigenschaften	66
7.1. Ergebnisse der Versuche	66
7.2. Betrachtung der Bruchflächen	72
7.3. Fazit zu der Charakterisierung von mechanischen Eigenschaften	74
8. Charakterisierung thermischer Eigenschaften	76
8.1. Spezifische Wärmekapazität	76
8.2. Wärmeleitung	78
8.3. Fazit zur spezifischen Wärmekapazität und Wärmeleitung	82
9. Schlussfolgerung und Ausblick	84
9.1. Zusammenfassung	84
9.2. Ausblick	86
Literaturverzeichnis	87
Anhang	100
A. Messergebnisse mechanischer Eigenschaften	101
A.1. Makroskopische Schliffbilder der unterschiedlich belichteten Proben . .	101
A.2. Tabellen und Diagramme der mechanischen Proben	104
A.3. Bruchflächen und Fehler im Material durch additive Fertigung	105
B. Messergebnisse thermischer Eigenschaften	111

Abkürzungsverzeichnis

AM	Additive Manufacturing
BJT	Binder Jetting
CAD	Computer Aided Design
CFF	Continuous Filament Fabrication
DED	Direct Energy Deposition
DDM	Direct Digital Manufacturing
DfAM	Design for Additive Manufacturing
DLP	Direct Light Processing
FDM	Fused Deposition Modeling
FFT	Fast Fourier Transformation
IET	Impulse Excitation Technique
KI	künstliche Intelligenz
LoF	Lack of Fusion
L-PBF	Laser Powder Bed Fusion
MEX	Material Extrusion
MJT	Material Jetting
PBF	Powder Bed Fusion
RP	Rapid Prototyping
SHL	Sheet Lamination
SL	Stereolithography
SLA	Stereolithography Apparatus
SLM	Selective Laser Melting
SLS	Selective Laser Sintering
STDW	Standardabweichung
TCR	Temperature Coefficient of Resistivity
TPS	Transient Plane Source
VED	Volumetric Energy Density
VPP	Vat Photopolymerization
WAK	Wärmeausdehnungskoeffizient

1. Einleitung

Additive Fertigung (engl. Additive Manufacturing (AM)) ist ein Verfahren zur Herstellung eines physischen Objekts aus einem digitalen Modell, beispielsweise durch Auftragen vieler aufeinander folgender dünner Schichten eines Materials. Obwohl die Begriffe additive Fertigung und 3D-Druck häufig synonym verwendet werden, ist 3D-Druck eigentlich nur eine von mehreren Möglichkeiten der additiven Fertigungstechniken. AM ist ein weiter gefasster Begriff, der eher mit industriellen Anwendungen einschließlich der Serienproduktion in Verbindung gebracht wird, früher als Rapid Prototyping (RP) bezeichnet wurde. Die Bezeichnung RP wird in einer Vielzahl von Branchen verwendet, um ein Verfahren zur schnellen Erstellung einer System- oder Teildarstellung vor der endgültigen Freigabe oder Vermarktung zu beschreiben. Mit anderen Worten heißt das, dass der Schwerpunkt auf der schnellen Erstellung eines Prototyps oder eines Basismodells liegt, von dem weitere Modelle und schließlich das Endprodukt abgeleitet werden (Fastermann, 2012). Im Kontext der Produktentwicklung werden mit dem Begriff RP die Verfahren bezeichnet, mit denen physische Prototypen direkt aus digitalen Modelldaten erstellt werden (Holmström et al., 2016). Der 3D-Druck hingegen ist eher auf den Verbraucher ausgerichtet. Die Art mit diesen beiden Technologien hergestellten Teile, kann sehr unterschiedlich sein: während der 3D-Druck häufig für Figuren, Dekorationen und sogar kleine Funktionsteile verwendet wird, werden mittels AM Formen, Komponenten und Endprodukte hergestellt. Seit etwa 2005 und bis heute hat sich der Schwerpunkt auf die Nutzung von additiven Verfahren für die Produktion von Endverbraucherkomponenten verlagert, was direkte digitale Fertigung (engl. Direct Digital Manufacturing (DDM)) genannt wird (Gibson et al., 2021). Bezeichnung leitet sich von dem Prozess ab, bei dem aus einem digitalen Entwurf eines Werkstücks ein fertiges physisches Endprodukt entsteht.

Die allerersten Konzepte im Kontext mit additiver Fertigung gehen auf Ende 19. und frühes 20. Jahrhundert zurück, als schichtbasierte Karten in 3D-Darstellung von Landschaften eingeführt wurden. Damit einher gingen eine Reihe von Methoden zur Verwendung dieser topologischen Modelle zur Herstellung von 3D-Karten, indem unter anderem eine Papierkarte über die topologischen Modelle gelegt werden kann, um ein

3D-Modell des Geländes zu erzeugen (Breuninger et al., 2012). Die Idee, ein dreidimensionales Objekt Schicht für Schicht herzustellen, entstand lange vor der Entwicklung von Ideen zur AM. Das erste Konzept, das patentiert wurde, lässt sich auf Peacock für seine patentierten laminierten Hufeisen auf das Jahr 1902 zurückführen (Peacock, 1902).

Die moderne AM nahm ihren Anfang in der Mitte des 20. Jahrhunderts mit einem Patent von Otto John Munz aus dem Jahr 1951, das als Ursprung der modernen Stereolithografie-Technik angesehen werden kann. Es bestand im Wesentlichen aus einer Reihe von übereinander gestapelten, auf eine lichtempfindliche Emulsion gedruckten transparenten 2D-Fotos. Er entwickelte ein System zur selektiven schichtweisen Belichtung der transparenten Fotoemulsion, bei der jede Schicht mit einem Querschnitt des darzustellenden Objekts belichtet wurde. Ähnlich wie bei einer modernen Stereolithografie Maschine wurde die Bauplattform, auf der das Teil gefertigt wurde, schrittweise abgesenkt, bevor die nächste Schicht aus Fotoemulsion und Fixiermittel auf der vorherigen Schicht aufgebaut wurde. Nach Abschluss des Druckvorgangs war das Ergebnis ein fester, transparenter Zylinder, der ein 3D-Bild des Objekts enthielt. Ein Schwachpunkt dieses Systems bestand darin, dass das endgültige dreidimensionale Objekt in einem zweiten Arbeitsgang manuell aus dem Zylinder herausgeschnitten oder fotochemisch geätzt werden musste (Munz, 1951). Im Jahr 1952 zeigte Kojima die Vorteile des Schichtbauverfahrens. In den 1960er- bis 1980er-Jahren gab es eine Reihe weiterer Patente und Demonstrationen, die die Idee der Herstellung eines dreidimensionalen Objekts durch schichtweisen Ansatz weiter verfestigten und zwischenzeitlich die Voraussetzungen für die Einführung und Entwicklung von Verfahren schufen, die auf diesem Prinzip basieren, um physische Prototypen herzustellen. Die kommerzielle AM begann erst 1986 mit der Entwicklung kommerziell verfügbarer Systeme, mit der Stereolithografie (engl. Stereolithography (SL)) von Charles W. Hull. Das Patent war ursprünglich im Besitz von UVP Inc (seit 2013 Teil von Analytik Jena AG als Analytik Jena US). Das Unternehmen lizenzierte die Technologie an seinen ehemaligen Mitarbeiter Charles Hull, der damit das Start-up-Unternehmen 3D Systems gründete (Hull et al., 1988). Diese Entwicklung führte dazu, dass 1988 die erste kommerzielle Stereolithografie Maschine (engl. Stereolithography Apparatus (SLA)) auf den Markt kam und seitdem gab es nahezu einen exponentiellen Anstieg der verfügbaren Systeme, Technologien und Materialien.

In den letzten fünf Jahrzehnten hat sich die Entwicklung der additiven Verfahren abermals beschleunigt. Während die bestehenden Schlüsseltechnologien eine Weiterentwicklung erfuhren, kamen neue Technologien dazu, wurden demonstriert, entfaltet und kommerzialisiert (Yang et al., 2017). Im gleichen Zeitraum wurden bestehende

Materialien verbessert und neue Werkstoffe wie verschiedene Polymere, Metalle, Keramiken, Verbundwerkstoffe, Lebensmittel und biologische Materialien für eine Vielzahl von Anwendungen entwickelt und auf den Markt gebracht. Additiv gefertigte Bauteile sind nicht mehr nur Prototypen, sie können jetzt voll funktionsfähige Teile, Baugruppen und sogar komplette Systeme für den Endverbraucher sein. Die Möglichkeiten scheinen endlos und erstrecken sich über selbst gedruckte Geräte bis hin zum Druck komplexer Teile im Weltraum.

1.1. Motivation

Metall ist eines der wichtigsten Materialien in der Industrie. Die Metallverarbeitung hat eine lange Geschichte, sodass die heute gängigen Metalllegierungen inzwischen zuverlässig erforscht sind. Im Bereich der Entwicklung von Bauteilen ist es üblich, Metalle als isotrop anzusehen. Dies ist vorteilhaft, weil die Berechnungen, Simulationen und Vergleiche zügig und einfach sind. Beim Polymeren sind dies nicht der Fall und damit haben sich die Entwickler abgefunden. Als der erste 3D-Drucker (SLA mit Polymer) auf den Markt kam, wurde es akzeptiert, dass die Bauteile anisotrop sind. Ungefähr 20 Jahre später kamen die ersten Metall-3D-Drucker auf den Markt. Die damit gefertigten Bauteile sind nicht mehr isotrop wie konventionell gefertigte, sondern anisotrop. Obwohl diese teilweise bessere Eigenschaften haben, werden die meisten Komponenten thermisch nachbehandelt. Dadurch werden zwar alle Nachteile entfernt, jedoch auch alle Vorteile. Eine Herausforderung besteht darin, bestimmte Eigenschaften vorherzusagen, die nur schwer und unter viel Aufwand, Kosten und mit viel Fachwissen simuliert und entwickelt werden können. Die Motivation ist, die Vorhersage der Eigenschaften von additiv hergestellten Komponenten zu vereinfachen. In einem ersten Schritt wird angenommen, dass die gedruckten Bauteile einen Schichtstoff darstellen.

AM ist ein Fertigungsverfahren aus der Urform-Gruppe und zeichnet sich als ein Verfahren aus, welches verschiedene Werkstoffe und Zustände (flüssig, fest (engl. bulk) bzw. pulverförmig) einsetzen kann. Dies ist ressourcenschonender und energiesparender als andere Möglichkeiten der gleichen Gruppe, weil AM beispielsweise keine Formen benötigt und nur einen lokalen Energieeintrag hat. Im Vergleich zu Umformverfahren entsteht weniger Abfall, weil nicht eingesetztes Rohmaterial in der nächsten Anwendung genutzt werden kann. Außerdem bietet AM ein sehr hohes Maß an Individualisierung, die bei medizinischen Prothesen, welche an die Person angepasst werden müssen, von großer Bedeutung ist. Die Individualisierung spielt auch in der Kunst eine große Rolle,

damit jeder die Objekte an seinen Geschmack und nach seinen Vorstellungen anpassen kann.

Der Spielraum für das Engineering kann mit AM ausgenutzt werden, um damit optimale Bauteile für den schnellen und einfachen Einsatz herzustellen. Da die Geometrie direkt aus 3D-CAD-Modellen (Computer Aided Design (CAD)) gefertigt wird, sind fast beliebige Geometrien herstellbar. Es wird kein komplexer und aufwendiger Formenbau wie beim Gießen und keine aufwendige Prozessführung wie beim Drehen oder Fräsen benötigt. AM ist für Klein- und Kleinstserien wirtschaftlich. Sind Polymere als Werkstoff im Einsatz, können sich auch die Großserien als wirtschaftlicher erweisen als die konventionelle Fertigung. Dies wird schon heute in der Automobilindustrie genutzt, um große Polymerbauteile in Massenfertigung herzustellen. Zusätzlich können diese sehr einfach individualisiert werden. AM ermöglicht Funktionalitäten, welche vor dem Einsatz der Technologie nicht realisierbar waren. Dies hängt damit zusammen, dass die Geometrie der Bauteile, das Material sowie der Werkstoff und der Prozess nahezu unabhängig voneinander handhabbar sind. Ein weiterer Punkt für den Einsatz der AM ist die fortschreitende Digitalisierung. Mit Methoden des maschinellen Lernens können wir Bauteile entwickeln und verbessern, wie es bisher nicht möglich war. Die künstliche Intelligenz (KI) wird nicht nur im Design, in der Entwicklung und Optimierung eingesetzt, sondern auch während des Prozesses als Unterstützung bei der Qualitätssicherung oder des Postprozesses für die Nachbearbeitung.

1.2. Arbeitshypothesen

Im industriellen Umfeld basiert die Auslegung der metallischen Bauteile meistens auf der Annahme, dass diese isotrop sind. Dies erleichtert die Konstruktion, Simulation und Herstellung, denn die mechanischen Eigenschaften sind schon seit Jahrzehnten oder sogar Jahrhunderten bekannt und das Material kann entsprechend der Funktion ausgewählt werden. Durch den additiven Fertigungsprozess, vorwiegend durch den schichtweisen Aufbau und die Belichtungsstrategie, ist dies nicht immer der Fall. Die additiv hergestellten Bauteile haben teilweise bessere mechanische Eigenschaften als die aus konventionellen Verfahren wie z. B. Fräsen oder Gießen, jedoch sind diese anisotrop. Mit dem Einsatz der thermischen Nachbehandlung findet eine Änderung der Eigenschaften statt. Dies geht jedoch mit dem Verlust einiger Vorteile (z. B. höhere Zugfestigkeit) aus dem additiven Prozess einher (Rosenthal et al., 2018).

Die verbesserten Eigenschaften der Bauteile durch die AM sind notwendig, um die Ressourceneffizienz zu erhöhen. Damit spielen anisotrope Werkstoffeigenschaften der

Bauteile eine wichtige Rolle. Diese müssen vorhersagbar sowie beeinflussbar sein. Sehr viel Erfahrung und eine große Menge an Untersuchungen der Eigenschaften sind notwendig, um eine angemessene Prognose treffen zu können. Ein allumfassendes Modell, um Materialeigenschaften effizient bereits im Vorfeld benennen zu können, existiert noch nicht. Verbundwerkstoffe eignen sich sehr gut für die Materialbeschreibung und Vorhersage der Eigenschaften additiv hergestellter Bauteile.

Ein Verbundwerkstoff wie beispielsweise Laminat (auch Schichtstoff oder Kompositwerkstoff genannt) ist ein Produkt, das durch Verbinden von zwei oder mehr Materialschichten hergestellt wird. Dadurch besitzt es andere Werkstoffeigenschaften als seine Bauteile. Die Verbunde weisen Materialeigenschaften auf, die von den einzelnen Bestandteilen abgeleitet sind. Diese können die kombinierten Merkmale der Bestandteile widerspiegeln oder sich wesentlich von ihnen unterscheiden. Manchmal können die Materialeigenschaften eines Verbundwerkstoffs die der einzelnen Bestandteile übertreffen (Altenbach et al., 2018). Der Begriff bezieht sich in der Regel auf vorgeformte Schichten, die durch Klebstoffe oder Hitze und Druck verbunden werden, aber auch auf natürliche Werkstoffe wie Holz oder traditionelle Konstruktionswerkstoffe wie Beton. In der Industrie steht der Begriff für faserverstärkte Kunststoffe und bezieht sich hauptsächlich auf übereinanderliegende Schichten von harzprägnierten oder harzbeschichteten Geweben oder Faserverstärkungen, die in der Regel durch Hitze und Druck zu einem einzigen Stück verbunden wurden. Im Allgemeinen wird ein nicht zusammenhängendes Material als Verstärkung bzw. Faser bezeichnet. Das andere Material, bezeichnet als Matrix, ist durchgängig und meist weniger steif. Die Eigenschaften der Verbundwerkstoffe hängen von den Merkmalen der Bestandteile, Orientierung, Verteilung und Geometrie der Faser sowie die Bindung zwischen Matrix und Faser ab. Beispiele von Verbundwerkstoffen sind in Abbildung 1.1 dargestellt.

Das Modell eines Laminats mit uni- und bidirektionalen Schichten eignet sich sehr gut für die Beschreibung der Materialeigenschaften, wie in Abbildung 1.1(a) dargestellt. Mehrere Prozesseigenschaften wie der schichtweiser Aufbau und die Änderung der Belichtungsrichtung in jeder Schicht zeigen dies sehr deutlich. Der schichtweise Aufbau der Bauteile ergibt sich aus dem Prozess. Die resultierenden Materialeigenschaften unterscheiden sich von denen in den jeweiligen Prozessebenen in Aufbaurichtung.

Arbeitshypothesen für die Arbeit:

- H1 Die additive Fertigung (AM) ist ein neues und junges Fertigungsverfahren im Vergleich zu konventionellen Verfahren wie Fräsen, Drehen, Gießen und Schmieden. Das Limit des 3D-Drucks ist unbekannt, daher besteht ein großer Forschungs-

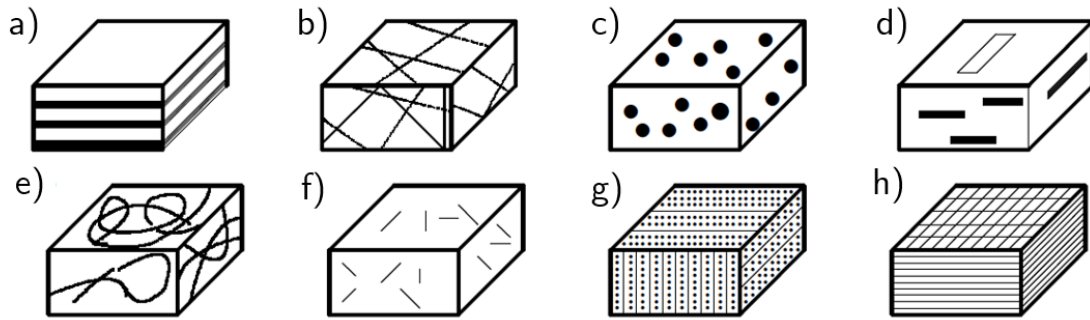


Abbildung 1.1: Beispiele von Verbundwerkstoffen mit unterschiedlichen Formen von Bestandteilen und Verteilungen der Verstärkungen. a) Laminat mit uni- oder bidirektionalen Schichten, b) unregelmäßige Verstärkung mit langen Fasern, c) Verstärkung mit Partikeln, d) Verstärkung mit Plattenstreifen, e) zufällige Anordnung von Endlosfasern, f) unregelmäßige Verstärkung mit kurzen Fasern, g) räumliche Verstärkung, h) Verstärkung mit Oberflächengeweben wie Matten, Stoffen usw., Darstellung nach (Altenbach et al., 2018).

bedarf. Die Forschung konzentriert sich zur Zeit primär auf Prozessparameter, mechanische und thermische Eigenschaften sowie Werkstoffe.

- H2 Die mechanischen Eigenschaften, welche durch zerstörungsfreie Untersuchungen der additiv gefertigten Proben gewonnen werden, sind vergleichbar mit den in konventionellen Verfahren hergestellten Proben.
- H3 Die Analysemethoden, welche bei den konventionell hergestellten Proben zum Einsatz kommen, können für die Quantifizierung der Eigenschaften additiv hergestellter Proben eingesetzt werden. Es müssen keine neuen Methoden entwickelt werden.
- H4 Aluminiumlegierungen sind bekannte Werkstoffe, die aufgrund ihrer Eigenschaften in der Industrie gerne eingesetzt werden. Beispiele hierfür sind das Verhältnis der Masse zur Steifigkeit, die Handhabung und die Verarbeitung.
- H5 Impulserregungstechnik ist eine geeignete Methode zur Bestimmung elastischer Eigenschaften additiv hergestellter Proben.
- H6 Das transiente Flächenquellenverfahren ist eine dynamische Methode zur Analyse der Wärmespeicherung und des Wärmetransports. Diese Verfahrensweise eignet sich hervorragend, um die thermischen Eigenschaften additiv hergestellter Proben zu messen.

- H7 Die Prozessparameter im 3D-Druck sind maßgeblich für die Eigenschaften der Bauteile entscheidend. Eine Änderung des Parametersatzes kann positive sowie negative Auswirkungen auf die mechanischen und thermischen Eigenschaften haben.
- H8 Zur Bewertung makroskopischer Eigenschaften von Bauteilen werden Volumen und Masse herangezogen. Das Bewertungskriterium relative Dichte beschreibt die im 3D-Druckprozess entstandenen Poren als Materialfehler.
- H9 Obwohl die relative Dichte sehr hoch und damit sehr gut ist, zeigen die Verfahren zur Materialanalyse verschiedene Fehler im Gefüge der additiv hergestellten Proben auf.
- H10 Fehler in 3D-Druckproben führen zum Versagen. Mit den Verfahren zur Materialanalyse können die einzelnen Lamine im Bruch dargestellt werden.
- H11 Additiv gefertigte Proben zeigen einen laminaren Aufbau des Materials.
- H12 Die Ergebnisse der zerstörenden Materialprüfung stellen einen Zusammenhang zwischen der Untersuchungs- und der Belichtungsrichtung her.
- H13 Die Eigenschaften einzelner Lamine können mithilfe der Ergebnisse von Untersuchungen an den additiven Proben hergeleitet werden.
- H14 Die mechanischen Eigenschaften können von den thermischen Eigenschaften entkoppelt werden.
- H15 Thermische Eigenschaften der additiv gefertigten Proben entsprechen nicht denen der konventionell hergestellten.
- H16 In 3D-Druckproben unterscheidet sich die Wärmeleitung senkrecht zur Aufbau- richtung von der Wärmeleitung parallel dazu.
- H17 Die Prozessparameter des 3D-Drucks bestimmen die Wärmeleitung senkrecht zur Aufbaurichtung, bleiben bei der parallelen Ausrichtung hingegen unabhängig.
- H18 Die Mathematik stellt die notwendigen Werkzeuge zur Verfügung, um den komplexen Sachverhalt zu beschreiben. Durch die Tensorschreibweise wird das komplexe Verhalten in der Kontinuumsmechanik anschaulich dargestellt.

1.3. Struktur der Arbeit

Das Ziel der Arbeit ist es zu zeigen, wie sich additiv gefertigte Bauteile verhalten und darstellen lassen. Darüber hinaus werden Vorgehen dargestellt, um die Eigenschaften der einzelnen Schichten eines gesamten Bauteils zu bestimmen. Ausgehend vom Stand der Forschung und Technik, in dem hauptsächlich der mikroskopische Aufbau der Bauteile für die Vorhersage der anisotropen mechanischen und thermischen Eigenschaften ausgenutzt wird, sollen die makroskopischen Merkmale mit betrachtet werden. Dies soll präzisere Prognosen der Eigenschaften liefern.

Dabei wird im Stand der Forschung und Technik (Kapitel 2) eine Übersicht der aktuellen Entwicklungen und Vorgehensweisen im Zusammenhang mit AM dargestellt. Eine kurze Klassifizierung der einzelnen Verfahren wird nach der internationalen Norm aufgezeigt. Es werden wesentliche Verfahrenscharakteristika und Prozessparameter der schichtweisen Fertigung des 3D-Metalldrucks gegeben.

Die Analysemethoden werden in Kapitel 3 erläutert. Dabei wird auf die eingesetzten Verfahren und Systeme eingegangen. Diese Verfahren sind aus der konventionellen Fertigung bekannt, um die Bauteile zu charakterisieren. Insbesondere ist die Messung der strukturmechanischen und thermischen Eigenschaften relevant.

Kapitel 4 beschäftigt sich mit den theoretischen Grundlagen dieser Arbeit. Dabei wird zwischen mechanischen und thermischen Inhalten unterschieden. Die mechanischen Grundlagen beschäftigen sich mit der Herleitung des Steifigkeitstensors und dem schichtweisen Aufbau von Bauteilen. Wärmeleitung und thermische Leitfähigkeit werden im Kontext thermischen Grundlagen angesprochen und beschrieben.

Im Kapitel 5 werden eigene Vorarbeiten erläutert und Herstellung sowie Vorbereitung der Proben für die Analyseverfahren aufgezeigt. Die eigenen Arbeiten dienen dazu, Erfahrungen mit dem komplexen Thema AM darzustellen. Die relevanten Parameter und Werkstoffe für die Herstellung der Proben werden beschrieben. Geometrie und Vorbereitung der Proben für mechanische und thermische Messungen werden erklärt.

Die Charakterisierung des Gefüges erfolgt im Kapitel 6. Die makro- und mikroskopische Eigenschaften der Proben werden dargestellt und besprochen. Zusätzlich wird die Mikrostruktur der Proben ausgewertet und mit der Literatur verglichen, dann wird auf die resultierenden Besonderheiten eingegangen.

Kapitel 7 beschäftigt sich mit den mechanischen Eigenschaften, wie elastischer und plastischer Art. Die resultierenden Schichteigenschaften werden abgebildet und dargestellt. Zusätzlich werden Bruchflächen und Bruchverhalten aus dem Zugversuch erläutert.

Die Ergebnisse der Wärmeleitungs- und Wärmekapazitätsmessung werden im Kapitel 8 präsentiert. Der Zusammenhang zwischen mechanischen und thermischen Eigenschaften wird abgebildet und erläutert. Die Abhängigkeit der thermischen Eigenschaften von den Prozessparametern wird besprochen, dann werden die resultierenden Erkenntnisse dargestellt.

Als abschließendes Kapitel 9 folgt eine Zusammenfassung und ein Ausblick. Dabei werden die Erkenntnisse der Arbeit sowie die Arbeitshypothesen kurz dargestellt und resümiert. Das weitere Vorgehen für die bessere Beschreibung und für das tiefere Verständnis wird kurz aufgezeigt.

2. Stand der Forschung und Technik

DDM umfasst eine Reihe von Schritten, die von einem virtuellen Modell zum physischen Ergebnis führen. Bei verschiedenen Produkten wird AM auf unterschiedliche Weise und in unterschiedlichem Umfang eingesetzt. Bei kleinen, relativ einfachen Teilen wird AM nur zur Visualisierung verwendet (Reeves et al., 2011). Beim komplexeren Produkten mit größerem technischen Inhalt wird auch AM eingesetzt, sowie in zahlreichen Phasen und Iterationen während des gesamten Entwicklungsprozesses eingesetzt (Levy et al., 2003). Darüber hinaus werden in frühen Phasen der Produktentwicklung nur grobe Teile benötigt, für welche die AM aufgrund der Geschwindigkeit, mit der sie hergestellt werden können, günstig ist. In späteren Phasen des Prozesses müssen die Teile sorgfältig gereinigt und nachbearbeitet werden (einschließlich Schleifen, Oberflächenvorbereitung und Lackierung), bevor sie zum Einsatz kommen, wobei AM hier aufgrund der komplexen Formen, die ohne Werkzeuge erstellt werden können, sich als nützlich erweisen (Milewski, 2017).

2.1. Additive Fertigung

AM bezieht sich auf eine Reihe von Fertigungsverfahren, die Prototypen, Werkzeuge und endgültige Bauteile aus dreidimensionalen digitalen Modellen schichtweise aufbauen. Die Rohdaten können aus der Computertomographie oder aus Daten von dreidimensionalen Scansystemen gewonnen werden (z. B. durch Reverse Engineering (Paulic et al., 2014)), während das benötigte Material als Flüssigkeit, Pulver, Platten oder Draht zum Einsatz kommt (Wohlers et al., 2020). Im letzten halben Jahrhundert haben Fortschritte in den Bereichen Laser und Optik, Materialwissenschaft und Materialhandhabung zur Entwicklung von AM-Technologien geführt, die im Laufe der Zeit zum Mainstream-Markt geworden sind. Diese Technologien bieten bei vielen Anwendungen Vorteile gegenüber herkömmlichen Fertigungsverfahren. Die Teile können un-

abhängig von ihrer geometrischen Komplexität und ohne detaillierte Maschineneinrichtung produziert werden. Darüber hinaus können Teile aus mehreren Materialien oder Verbundwerkstoffen gefertigt oder kontrolliert abgestuft werden, um die gewünschten Eigenschaften zu erzielen (Wang et al., 2020; Tey et al., 2020).

Um einen besseren Überblick über die einzelnen Verfahren zu erhalten, können diese nach unterschiedlichen Punkten kategorisiert werden. Eine Möglichkeit ist es, nach der Form des verwendeten Ausgangsmaterials, in drei Gruppen einzuteilen: flüssigkeitsbasierte, feststoffbasierte und pulverbasierte Systeme (Noorani, 2006). Bei flüssigkeitsbasierten AM-Systemen werden die Teile aus einer lichtempfindlichen Lösung oder einem Harz hergestellt, das sich verfestigt, wenn es ausreichend mit ultraviolettem Licht bestrahlt wird. Die beiden wichtigsten flüssigkeitsbasierten Verfahren sind SLA und Direct Light Processing (DLP). Die feststoffbasierten Systeme fußen auf dem additiven schichtweisen Aufbau dreidimensionaler Geometrien durch das Zusammenfügen fester oder halbfester Materialien unter Verwendung von Phasenumwandlungen oder anderen physikalischen Bindungstechniken. Zu den wichtigsten Arten von Systemen auf Feststoffbasis gehören Fused Deposition Modeling (FDM) und Continuous Filament Fabrication (CFF). Die pulverbasierten Systeme beruhen auf der Verschmelzung von Pulverpartikeln in aufeinanderfolgenden Schichten durch Sintern oder Schmelzen mithilfe von Laserenergie. Die wesentlichen Verfahren sind unter anderem Selective Laser Sintering (SLS) und Selective Laser Melting (SLM). Um die einzelnen Prozesskategorien besser zu standardisieren, wurde die Norm DIN EN ISO/ASTM 52900 entwickelt (DIN EN ISO/ASTM 52900:2021–12, 2021). Diese teilt alle Verfahren in sieben Kategorien ein (Alexander et al., 2021):

- **Materialextrusion** (engl. Material Extrusion (MEX)) – ein additives Herstellungsverfahren, bei dem das Material durch eine Düse oder Öffnung abgegeben wird,
- **Freistrah-Materialauftrag** (engl. Material Jetting (MJT)) – ein additives Herstellungsverfahren, bei dem Tröpfchen des Aufbaumaterials selektiv aufgebracht werden,
- **Freistrah-Bindemittelauftrag** (engl. Binder Jetting (BJT)) – ein additives Herstellungsverfahren, bei dem ein flüssiges Bindemittel selektiv aufgebracht wird, um Pulvermaterial zu verbinden,
- **Schichtlaminierung** (engl. Sheet Lamination (SHL)) – ein additives Herstellungsverfahren, bei dem Materialschichten zu einem Teil zusammengefügt werden,

- Badbasierte Photopolymerisation (engl. Vat Photopolymerization (VPP)) – ein additives Herstellungsverfahren, bei dem ein flüssiges Photopolymer in einem Behälter selektiv durch lichtaktivierte Polymerisation gehärtet wird,
- Pulverbettbasiertes Schmelzen (engl. Powder Bed Fusion (PBF)) – ein additives Herstellungsverfahren, bei dem thermische Energie selektiv Bereiche eines Pulverbettes verschmilzt,
- Materialauftrag mit gerichteter Energieeinbringung (engl. Direct Energy Deposition (DED)) – ein additives Herstellungsverfahren, bei dem thermische Energie gezielt verwendet wird, um Materialien durch Schmelzen zu verbinden, während sie aufgebracht werden.

Außerdem wird in der Industrie und in der Wissenschaft zusätzlich zu der oben genannten Norm auch nach Fertigungswerkstoffen unterschieden. Hierbei wird zwischen drei Gruppen differenziert: Polymere, Metalle und andere Materialien, dazu zählen z. B. Verbundwerkstoffe, Sand, Wachs oder Keramiken. In Abbildung 2.1 ist eine Einteilung der Prozesse für das Metall-AM dargestellt. PBF zählt hier als das am meisten verbreitete Verfahren (Wohlers et al., 2021). Eine ausführliche Darstellung der Funktionsweisen, Besonderheiten und Einteilungsmöglichkeiten additiver Verfahren sind in der Literatur zu finden (Badiru et al., 2017; Breuninger et al., 2012; Diegel et al., 2020).

2.2. Pulverbettbasiertes Laserstrahlschmelzen

Pulverbettbasiertes Laserstrahlschmelzen oder selektives Laserschmelzen (SLM), auch bezeichnet als Laser Powder Bed Fusion (L-PBF), ist ein pulverbettbasiertes Verfahren im Metall-AM. Das L-PBF-Verfahren ist ein dreistufiger Prozess: (1) Absenken der Bauplattform um die definierte Schichtdicke, (2) Schichtauftrag des Pulvers und (3) Energieeintrag durch einen oder mehrere Laser. Das Pulver wird durch den lokalen Energieeintrag geschmolzen und erstarrt mit einer Abkühlgeschwindigkeit von bis zu $1 \cdot 10^6 \text{ K s}^{-1}$ sehr schnell (Bertoli et al., 2017a). Dabei bildet sich ein fester Materialverbund mit der darunter liegenden Schicht. Durch die Aneinanderreihung mehrerer Schmelzpfade nach einer vorgegebenen Belichtungsstrategie wird der gesamte Bauteilquerschnitt einer Schicht nach und nach erstellt. Anschließend beginnt der Prozess erneut, in dem die Bauplattform mit dem Pulver und dem Bauteil um eine Schichtdicke abgesenkt und eine neue Schicht aufgetragen wird. Als Prozessgas wird üblicherweise Argon oder Stickstoff eingesetzt, um die Oxidation (Reaktion mit Sauerstoff) oder

Additive Fertigung von Metallen

Nach DIN EN ISO/ASTM Terminologie*

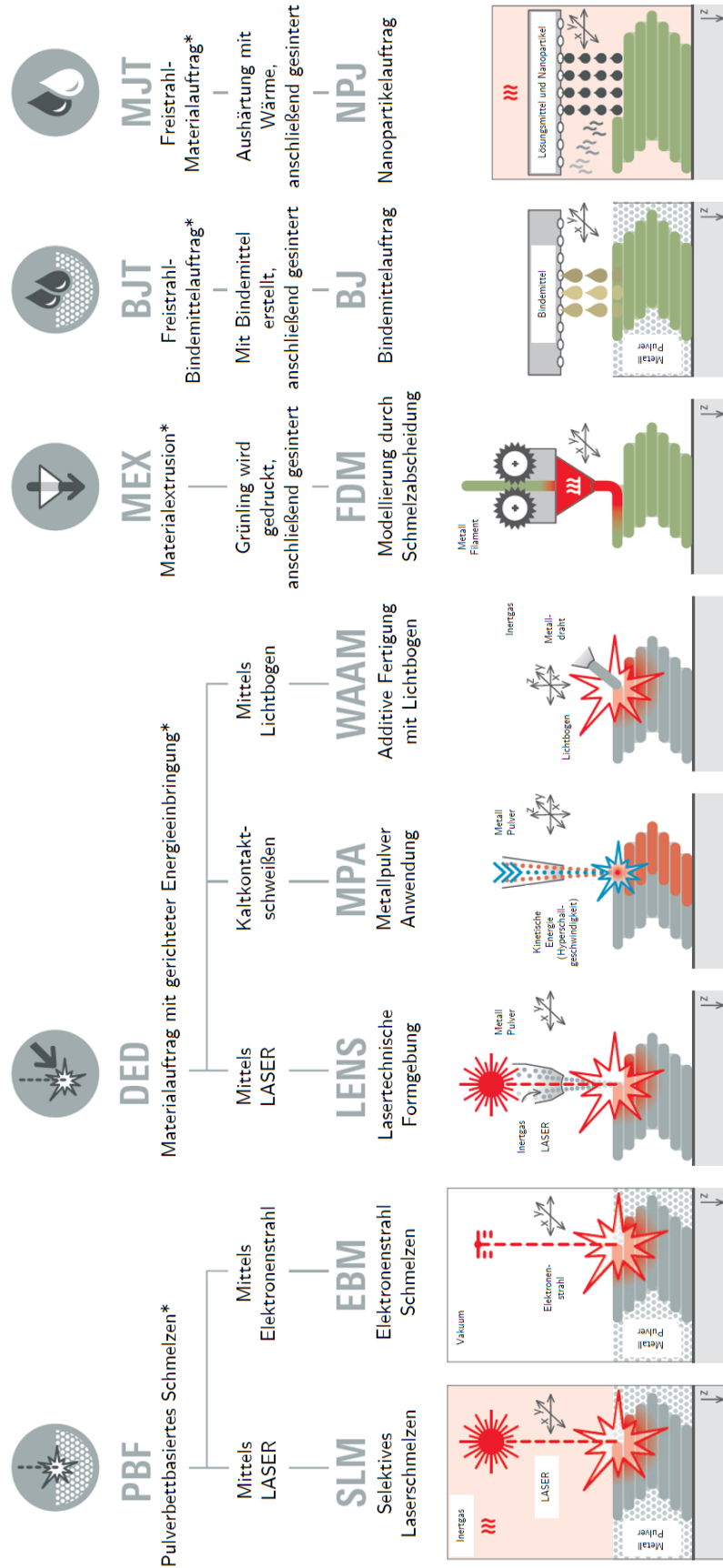


Abbildung 2.1: Additive Fertigungsverfahren für Metalle nach DIN EN ISO/ASTM 52900 nach (Ritter, 2021).

andere chemische Reaktionen (z. B. Bindung zwischen Titan und Wasserstoff) zu unterbinden. Abbildung 2.2 stellt den L-PBF-Prozess schematisch dar. In AM-Systemen wird üblicherweise ein Feststofflaser (CO₂-Laser) verwendet; die Positionierung des Laserstrahles wird über Spiegel gesteuert. Belichtungsstrategien unterscheiden zwischen der Schale (engl. contour) eines Bauteils, die mit moderater Laserleistung und kleinem Strahlquerschnitt aufgeschmolzen wird, dem Kern (engl. core) eines Bauteils, in dem mehrere Schichten gleichzeitig mit hoher Laserleistung und großen Strahlquerschnitten aufgeschmolzen werden, und dem Bereich zwischen Schale und Kern, der sogenannten Füllung (engl. fill), welche mit den gleichen Parametern wie der Kern, jedoch als letztes belichtet wird (van Elsen, 2007). Die Aufbaurrate beim L-PBF-Prozess liegt bei einer Größenordnung von $75 \text{ cm}^3 \text{ h}^{-1}$ (Berger et al., 2023). Beim AM von metallischen Bauteilen werden Stützstrukturen (engl. supports) benötigt. Diese haben als Aufgabe, überhängende Bauteilbereiche zu stützen und Bauteile auf der Bauplattform anzubinden. Zusätzlich stellen sie eine ausreichende Wärmeverteilung sicher und wirken den Eigenspannungen entgegen, die aufgrund der thermisch induzierten Spannungen auftreten (Jiang et al., 2018). Die Stützstrukturen wie auch das überschüssige Pulver müssen nach dem Prozess entfernt werden.

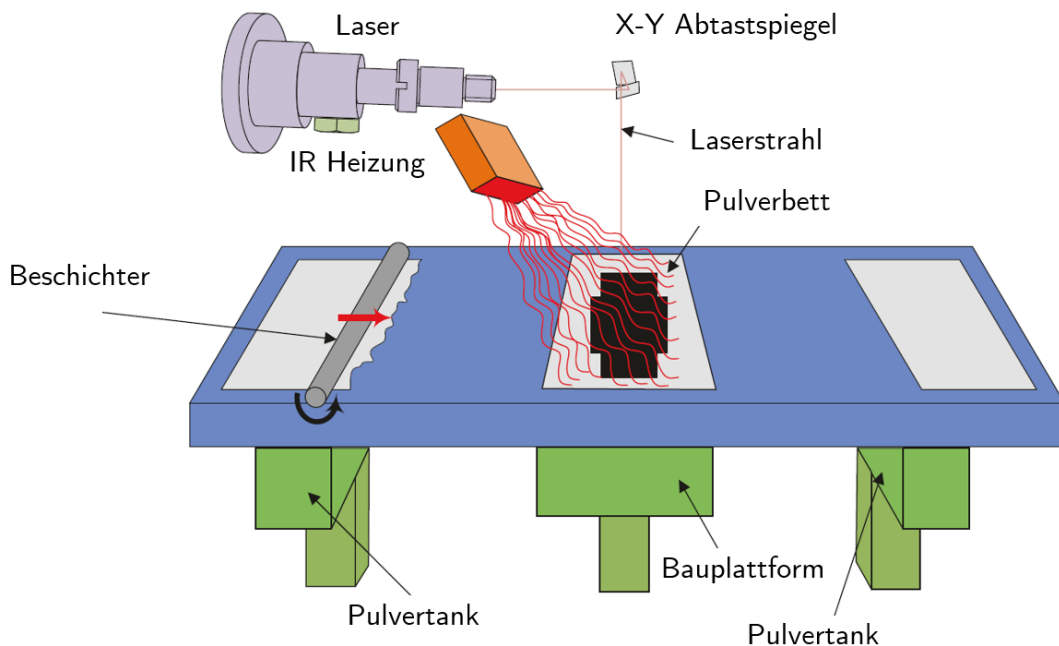


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung des selektiven Laserschmelzens nach (Gibson et al., 2021).

2.2.1. Prozessparameter

Additive Fertigungstechnologien gewinnen wegen des enormen Potenzials an Kosten- und Zeitersparnis, aber auch wegen neuer Möglichkeiten in der Produktentwicklung zunehmend an Bedeutung. Insbesondere pulverbettbasiertes Laserschmelzen vereint die Möglichkeiten, komplexe Geometrien mit guter Genauigkeit zu realisieren, und erlaubt darüber hinaus, die Oberflächenmerkmale und Materialeigenschaften über die Bearbeitungsparameter zu verändern (Yadroitsev et al., 2013). Die beiden letztgenannten Punkte sind für die Anwendung im medizinischen Bereich von herausragendem Wert. So wurde beispielsweise nachgewiesen, dass die Möglichkeit, raue und poröse Oberflächen zu gestalten, die das Einwachsen von Knochen fördern und die Kontaktfläche vergrößern, die Wahrscheinlichkeit einer Implantatabweisung verringert (Zhang et al., 2011).

In der AM beeinflussen zahlreiche Prozessparameter die Bauteile maßgeblich. Dazu zählen Schichtdicke, Laserleistung, Belichtungsgeschwindigkeit und Schraffurabstand, siehe Abbildung 2.3. Diese Parameter haben signifikanten Einfluss auf mechanische und optische Eigenschaften. Die Ausrichtung der Schichten beim Belichten ist ebenso relevant: eine geringere Übereinstimmung erniedrigt die Anisotropie. Die richtige Kontrolle dieser Parameter ist entscheidend für die Qualität und Leistungsfähigkeit additiv gefertigter Teile.

Laut Wohlers Report wuchs die 3D-Druckindustrie im Jahr 2018 um 21 % (Wohlers et al., 2018). Ein auf Metall basierendes additives Fertigungsverfahren ist das pulverbettbasierte Laserschmelzen, das auf einem schichtweisen Aufbau beruht. Dabei werden einzelne Schichten aus Metallpulver auf eine Bauplattform aufgebracht und mithilfe eines Lasers selektiv zu einem Bauteil verschmolzen. Das Ergebnis sind direkt einsetzbare Bauteile mit Eigenschaften, die z. B. mit Gussbauteilen vergleichbar sind und eine Dichte von über 99 % aufweisen (Jadhav et al., 2021). Die schichtweise Herstellung und das Aufschmelzen des Pulvers im Prozess führen jedoch im Vergleich zum Gießverfahren zu hohen lokalen Temperaturgradienten und anisotropem Materialverhalten. Neben der Zusammensetzung des Schmelzbades ist auch der Wärmehaushalt gekennzeichnet durch lokale Temperaturen, Verweilzeiten und lokale Abkühlungsgradienten, die spätere Materialphasen bestimmen (Bertoli et al., 2017b). Diese thermischen Einflüsse und ihre Überwachung sind eine Herausforderung im metallischen 3D-Druckprozess.

2.2.2. Prozessüberwachung

Trotz der umfangreichen Entwicklungen im Bereich des pulverbettbasierten Laserschmelzens in den letzten Jahren ist der große Durchbruch in der Industrie aufgrund der Prozessfähigkeit noch ausgeblieben. Der Prozess selbst hat viele Prozessparameter, die die Qualität des Produkts beeinflussen. Laut van Elsen verfügt er über mehr als 50 Parameter, die die Qualität von gedruckten Bauteilen beeinflussen können (van Elsen, 2007). Viele experimentelle Studien wurden durchgeführt, um die Auswirkungen von Energiedichte, Scangeschwindigkeit, Schraffurabstand und Belichtungsstrategie zu untersuchen. Defekte wie unzureichende Verschmelzung, Balling, Porosität, Risse und Einschlüsse wirken sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften aus (Sames et al., 2016; Gong et al., 2015). Diese Mängel werden in der Regel nach dem Prozess untersucht; die Porosität wird mithilfe der Computertomografie, des archimedischen Prinzips oder der metallografischen Bildgebung gemessen (Spierings et al., 2011). Zur Messung des Elastizitätsmoduls, der Härte, der Zugfestigkeit usw. werden bei vielen Werkstoffen zerstörende Bauteilprüfungen eingesetzt (Hitzler et al., 2018b). Allerdings sind Schichtablösungen, überhängende Strukturen, ungeeignete Stützstrukturen und

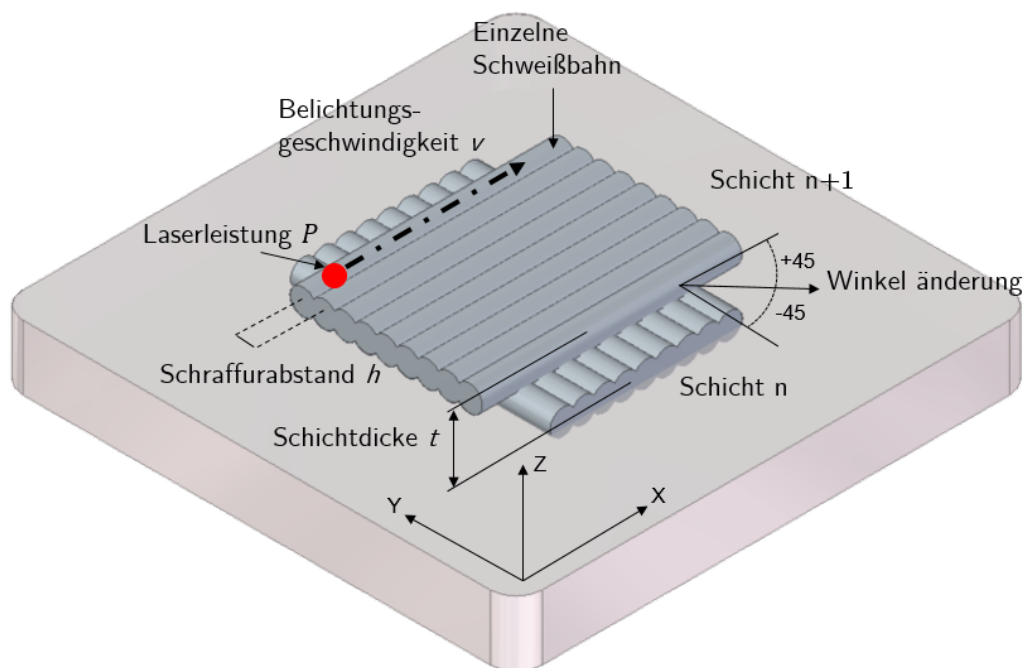


Abbildung 2.3: Darstellung primärer Parameter in der additiven Fertigung nach (Heine et al., 2022).

Eigenspannungen kritische Fehler, welche während des Prozesses aufgespürt werden müssen (Tapia u. Elwany, 2014; Clijsters et al., 2014).

Das Prozessfenster in der AM definiert den optimalen Bereich von Prozessparametern, innerhalb dessen fehlerfreie Bauteile erzeugt werden können. Zwischen Balling, Porosität und Bindungsfehlern entsteht ein komplexes Zusammenspiel, siehe Abbildung 2.4. Balling tritt bei zu hoher Energiezufuhr auf, während Porosität oft durch unzureichende Schmelzleistung und unkontrollierte Gasumgebung entsteht. Bindungsfehler resultieren aus ungenügender Verschmelzung der Schichten, oft bedingt durch unpassende Laserparameter oder schlechte Materialzusammensetzung. Das Prozessfenster muss daher sorgfältig definiert werden, indem Parameter wie Laserleistung, Belichtungsgeschwindigkeit und Schichtdicke feinabgestimmt werden, um diese Defekte zu minimieren und hochwertige Bauteile mit minimalen Fehlern zu produzieren.

Die in-situ-Prozessüberwachung spielt dabei eine wesentliche Rolle. Obwohl sie aufgrund der Vielzahl von Einflussfaktoren als kostspielig und schwierig gilt, kann sie qualitätsorientierte Merkmale während des Herstellungsprozesses erfassen. Dies bietet die Möglichkeit, aktiv in den Vorgang einzugreifen, Parameter zu justieren, oder die

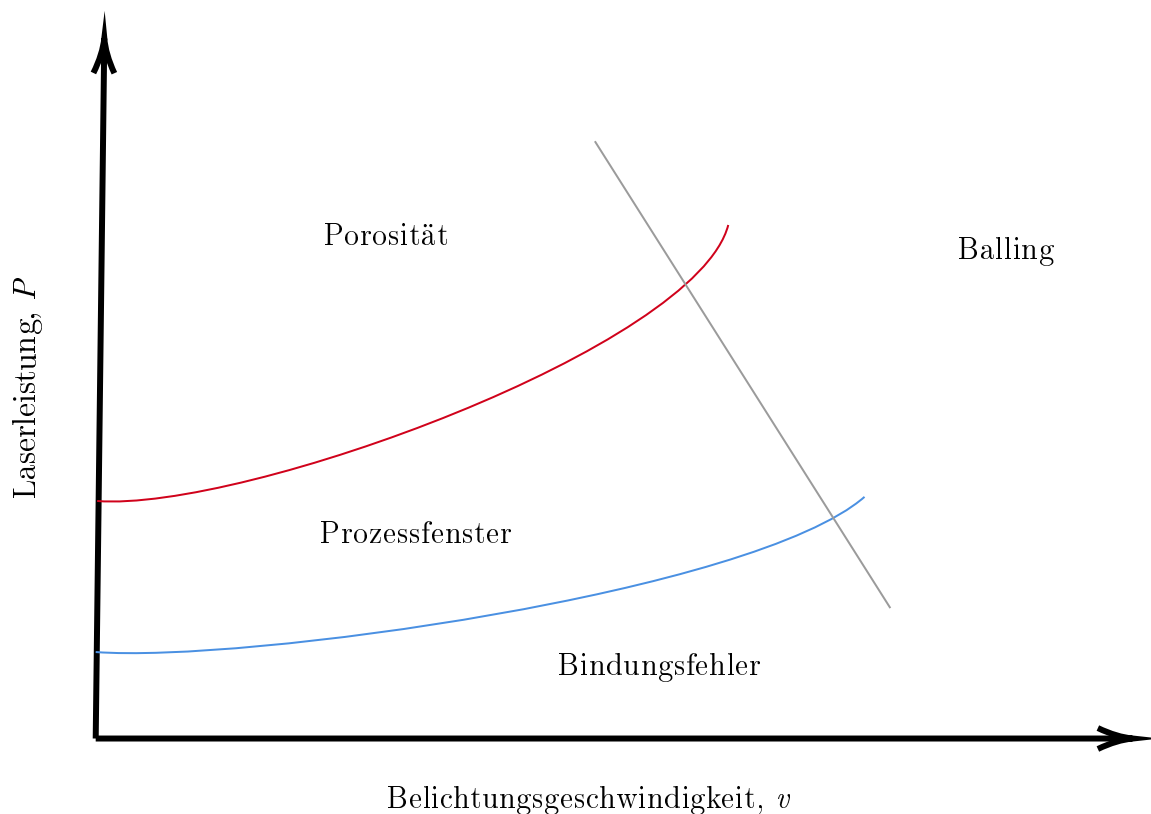


Abbildung 2.4: Zusammenhang zwischen Prozessfenster, Laserleistung und Belichtungsgeschwindigkeit nach (Nelson, 1993).

Werkstückqualität zu bewerten. Während die Grundlagen der Qualitätssicherung und -überwachung beim Laserstahlfügen oder -schweißen schon früh geschaffen wurden, sind für das pulverbettbasierte Laserschmelzen bisher nur wenige Ansätze bekannt und kommerziell umgesetzt (Krauss, 2016). Vorteile sind die Erkennung von Unregelmäßigkeiten, die durch äußere Einflüsse und periphere Vorgänge verursacht werden (Krauss, 2016). Schwierigkeiten liegen jedoch im Bereich der Kamerakalibrierung, die mehreren Einflussfaktoren unterliegt, wie Rauheit und Oxidationsgrad der Oberfläche, Blickwinkel der Kamera, Störquellen in der Umgebung, die Temperatur oder der verwendete Werkstoff. Mithilfe der Thermografie können Prozesstemperaturen und Wärmeverteilungen erfasst werden, die beim pulverbettbasierten Laserschmelzen eine wesentliche Rolle spielen. Da die Bauteile während des additiven Prozesses regelmäßig aufgeschmolzen werden, treten innerhalb kurzer Zeit große lokale Temperaturschwankungen auf. Diese werden auch als Temperaturgradienten bezeichnet und führen zu thermischen Spannungen (Naumenko u. Altenbach, 2016), die Verzug oder Rissbildung zur Folge haben und Schichtablösungen verursachen können. Ein konstantes Temperaturniveau und die Heizung von Pulver und Bauteilen sorgen für eine Reduzierung des Temperaturgradienten und der während des Prozesses auftretenden Eigenspannungen (Tomas et al., 2018). Untersuchungen haben gezeigt, dass eine Vorwärmtemperatur von 400 °C im additiven Fertigungsprozess zu einem sehr homogenen Gefüge mit besseren mechanischen Eigenschaften führt als ohne Vorwärmung (Mertens et al., 2016).

Mit Einführung der in-situ-Prozessüberwachung, wird die Nachverfolgung von Fehlern während des Prozesses möglich. Generell kann die Prozessüberwachung in drei Gruppen unterteilt werden (Everton et al., 2016). Die erste Gruppe nutzt die Schmelzbadüberwachung, um das Schmelzbad und die Umgebung zu charakterisieren (Lott et al., 2011). Die Abmessungen und der Temperaturverlauf des Schmelzbades liefern Informationen über die Prozesssicherheit und das Vorhandensein von lokalen Defekten.

Die zweite Gruppe befasst sich mit der Analyse der gesamten Schicht, um Fehler in verschiedenen Bereichen jeder einzelnen Schicht zu erkennen. Dabei wird Temperaturverteilung und Oberfläche nach dem Scannen beobachtet. Dazu gehören unter anderen Thermografie und Tomografie.

Thermografie ist ein Verfahren zur Messung der Oberflächentemperatur von Objekten. Die Intensität der Infrarotstrahlung, die von einem Punkt ausgeht, wird als Maß für dessen Temperatur bezeichnet. Ein Großteil der frühen Arbeiten, die sich mit der In-situ-Prüfung von L-PBF befassten, nutzten einen Inline-Aufbau. Die vom Schmelzbad emittierte elektromagnetische Strahlung wird dabei durch den Scankopf und einen halbdurchsichtigen Spiegel geleitet, um ein Bild an eine Hochgeschwindigkeitskamera und ei-

ne Fotodiode zu übertragen. Die Kamera misst die Abmessungen des Schmelzbades und die Fotodiode die mittlere emittierte Strahlung (Berumen et al., 2010). In diesem Fall wurde nur der aktive L-PBF-Aufbaubereich überwacht, was eine Auflösung von 10 μm pro Pixel ermöglichte. Die Untersuchungen haben ergeben, dass Temperaturgradienten im gesamten Baubereich allein durch den Fotodiodensensor erkannt werden können, obwohl für eine vollständige Kontrolle eine Kamera mit hoher zeitlicher und örtlicher Auflösung des Schmelzbades ideal wäre. Eine geschlossene Rückkopplung könnte dazu beitragen, den Schmelze zu stabilisieren und die Temperaturen innerhalb eines vordefinierten Fensters zu halten. Dies würde das Auftreten von überhitzten Zonen und daraus resultierenden Gasporen zu reduzieren. Diese Methode wurde patentiert und ist exklusiv vom Maschinenhersteller Concept Laser lizenziert. Ein einfacheres Offlinekonzept ist die Installation einer Hochgeschwindigkeitskamera auf der Maschine. Die Kamera wird dabei senkrecht über dem Pulverbett befestigt. Mit der IR-Kamera können die Grenzen der Erkennung von Poren und anderen Unregelmäßigkeiten ermittelt werden, die durch unzureichende Wärmeableitung während des L-PBF-Prozesses verursacht werden (Krauss et al., 2012). Zur Beobachtung der Temperaturverteilung eines Pulverbettes wurde eine IR-Kamera im langwelligen Infrarot-Wellenlängenbereich mit einer Abtastrate von 50 Hz eingesetzt. Eine ungekühlte Thermografiekamera wurde in einem Winkel von 45° zur Bauplattform und außerhalb des Germanium-Abschirmglases im Maschinenfenster montiert. Diese Anordnung ermöglichte ein Sichtfeld von 160 mm auf 120 mm, was etwa 30 % der gesamten Baufläche entspricht. Aufgrund der eingeschränkten Zugänglichkeit der Inspektionsausrüstung konnte diese nicht innerhalb der Baukammer aufgestellt werden. Ziel der Studie war es, Abweichungen während des Bauprozesses zu erkennen, die durch Ungenauigkeiten bei den Prozessparametern oder zufällige Prozessfehler verursacht werden, sowie interne Hohlräume und künstliche Fehler zu entdecken. Dabei wurde festgestellt, dass Abweichungen, wenn sie in einem Zeitraum von mehr als 20 ms auftreten, durch den Vergleich verschiedener Messwerte mit vordefinierten Referenzwerten erkannt werden können.

Die optische Tomografiekamera erstellt lediglich ein einziges Bild pro Schichtbelichtung. Dabei handelt es sich um ein neuartiges Testverfahren zur Qualitätskontrolle im Metalldruck. Die optische Tomografie zeigt eine proportionale Strahlungsintensität an, die von dem Bereich auf der Probe ausgeht, der auf das jeweilige Detektorelement abgebildet wird und über die gesamte Schichtbelichtung hinweg besteht, siehe Abbildung 2.5. Unter normalen Prozessbedingungen tragen aufgrund der nicht-linearen Abhängigkeit zwischen Temperatur und Intensität hauptsächlich die höchsten Temperaturen innerhalb des Schmelzes zum Signal bei (Mohr et al., 2020). Folglich ist das Schraffurmuster der Schichtexposition in den optischen Tomografieaufnahmen zu erken-

nen. Da das gemessene Signal jedoch nur proportional zum Zeitintegral der Intensität ist, kann nicht unterschieden werden zwischen Bereichen auf der Bauoberfläche, die eine ungewöhnlich hohe Temperatur aufwiesen, und solchen, die eine ungewöhnlich niedrige Abkühlungsrate bei moderaten Temperaturen hatten. Beide Vorkommnisse deuten auf Prozessabweichungen hin, die zu Defekten geführt haben könnten. Dies ermöglicht eine lückenlose Erfassung jeder gedruckten Schicht, was mit traditionellen Verfahren wie Ultraschall oder Röntgenstrahlung nicht oder zumindest nicht wirtschaftlich möglich ist.

Die dritte Gruppe betrachtet das geometrische Wachstum des Aufbaus von Schicht zu Schicht. Die Analyse aus der zweiten Gruppe wird wiederholt für jede Schicht über den gesamten Prozess beobachtet. Bis jetzt wird der Druckprozess nur selten in Echtzeit überwacht und ausgewertet, da die Druckzeiten stark schwanken und dies sehr aufwendig ist. Deshalb ist eine automatische In-situ-Überwachung und Echtzeit-Fehlererkennung mithilfe des maschinellen Lernens sehr hilfreich, benötigt jedoch viele Daten und viel Zeit für das Lernen der KI.

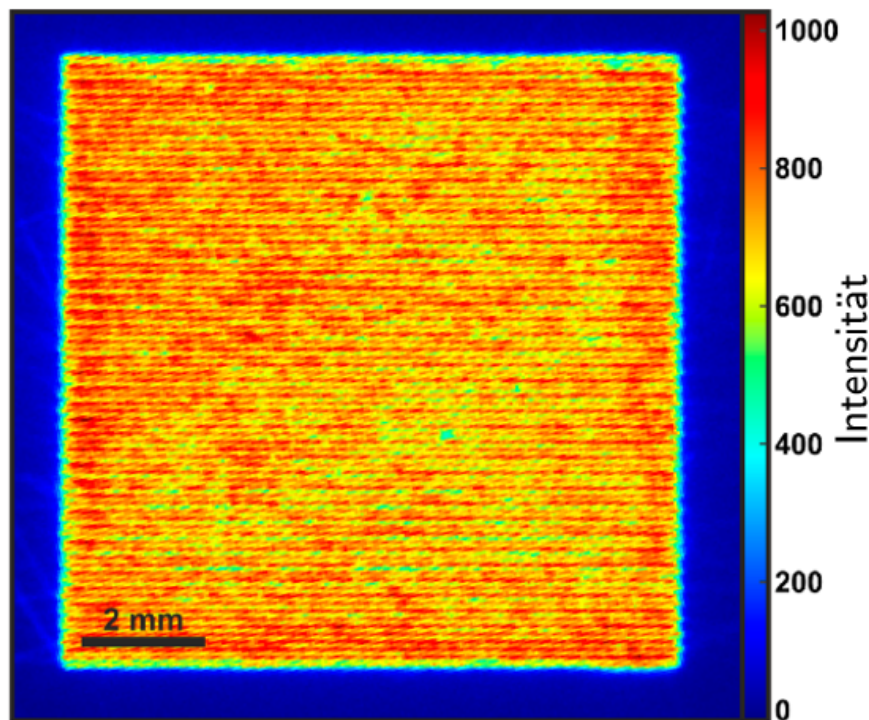


Abbildung 2.5: Die typische Abbildung der optischen Tomografie wurde während des Prozesses erstellt. Die Intensitätsverteilung ist sehr homogen und lässt ein Belichtungsmuster erkennen nach (Mohr et al., 2020).

2.2.3. Mechanische Eigenschaften

Die Veränderung der Steifigkeit bzw. die Anpassung des elastischen Materialverhaltens über eine gestaltete Porosität oder über die relative Dichte sind gängige und bekannte Merkmale (Öchsner, 2016). Weniger untersucht sind die Veränderungen bei vollkommen massiven Bauteilen über die Prozessparameter. Die Analyse der Zugeigenschaften von Edelstahl zeigte Schwankungen in Abhängigkeit von der Laserleistung (Niendorf et al., 2013). Es wurde festgestellt, dass die Verwendung eines Lasers bis zu 1000 W zu einer bemerkenswerten Abnahme des Elastizitätsmoduls und der Streckgrenze führte. Dies war verbunden mit einer geringen Abnahme der Zugfestigkeit, aber auch mit einer drastischen Zunahme der Duktilität. Im Prozess führten mehrere Laserquellen mit unterschiedlichen Leistungsniveaus zur gezielten und kontrollierbaren Inhomogenität in Bauteilen (Niendorf et al., 2014). Allerdings ist dieser Veränderungsmechanismus am effektivsten für die Beeinflussung der Eigenschaften entlang der Aufbaurichtung, da seine Grundlage in erster Linie das epitaktische Kornwachstum des Edelstahls ist. Dies wird prozessbedingt in Richtung der Wärmequelle, das heißt senkrecht zu den Schichten am stärksten ausgeprägt (Riemer et al., 2014). Dieses vom Schweißen bekannte Verhalten ist prozessbedingt und werkstoffunabhängig (Chiocca et al., 2019).

Im Allgemeinen führt die schichtweise Herstellung zu einem anisotropen Materialverhalten. Steifigkeit, mechanische Festigkeit und Duktilität sowie Bruchzähigkeit von Bauteilen sind höher bei Belastungsszenarien parallel zu den Schichten als senkrecht dazu (Hitzler et al., 2017b). Dies und die Entwicklung der Merkmale zwischen diesen beiden Ausrichtungen, allgemein als Polarwinkelabhängigkeit bezeichnet, sind stark materialabhängig (Hitzler et al., 2017a). Der Elastizitätsmodul unterscheidet sich bis zu 30 % zwischen den Proben in der Aufbauebene. Die linear-elastischen Eigenschaften (das heißt Elastizitätsmodul und Poissonzahl) und die Bruchdehnung weisen ein anisotropes Verhalten auf, siehe Abbildung 2.6. Dagegen Zugfestigkeit, Streckgrenze sowie Bruchfestigkeit isotropes Verhalten aufzeigen. Im Allgemeinen sind die in der Ebene auftretenden anisotropen Effekte weniger ausgeprägt als die Richtungsabhängigkeiten in Bezug auf den Polarwinkel. Bei der Studie über additiv gefertigtes Inconel 718 wurde festgestellt, dass der Elastizitätsmodul von der Fertigungs- und Abtastrichtung abhängt, wobei die Minima zur Baurichtung und entlang der Belichtungsvektoren liegen (Kunze et al., 2015). Dagegen wurde in einer anderen Studie die Anisotropie als vernachlässigbar gekennzeichnet (Sehrt u. Witt, 2009). Allerdings werden die Abhängigkeiten in der Ebene stark von der gewählten Belichtungsstrategie beeinflusst oder anders ausgedrückt, von der Prozessführung des Bauprozesses, der ein gesamtes Bauteil als geschichtete Abfolge von einzelnen Belichtungsspuren diskretisiert. Das

Vorhandensein von Anisotropie in der Ebene ist von den individuellen Fertigungseinstellungen abhängig, sodass sie beliebig justierbar sind, um Anisotropie in vollständig massive Bauteile einzubetten. Laut Untersuchungen führt ein Rotationswinkel von 67° zwischen den Schichten zu einem konstanten Elastizitätsmodul in der Ebene (Sehrt, 2010).

Eine andere Studie dokumentiert eine signifikant reduzierte Textur in der Aluminiumlegierung AlSi10Mg, wenn die Belichtungsvektoren aufeinanderfolgender Schichten um 90° gedreht werden (Thijs et al., 2013). Außerdem wurde gezeigt, dass Unterteilungen mit unterschiedlichen Drehwinkeln innerhalb einer einzelnen Schicht in einer schachbrettartigen Anordnung keinen nennenswerten Vorteil gegenüber der einfacheren Linienbelichtung erzielen. Darüber hinaus wurde hervorgehoben, dass bei dem Ansatz der Linienbelichtung zwischen uni- oder bidirektionalen Belichtung die Textur nicht verändert wird. In Bezug auf die Linienabtastung gibt es einen weiteren Parameter zu berücksichtigen, nämlich die Länge der Abtastspuren. Die Wahl dieses Parameters erfordert einen Kompromiss zwischen dem Risiko der Rissbildung und Verformung infolge induzierter Eigenspannungen. Dies führt zu einer erhöhten Wahrscheinlichkeit des Auftretens von, durch lange Belichtungsvektoren induzierten, sogenannten Keyhole-Poren oder generellen Hohlräumen, wobei diese Wahrscheinlichkeit mit zunehmender Anzahl an erforderlichen Einzelbelichtungsvektoren, welche in direktem Zusammenhang mit der Größe der jeweiligen Belichtungsspur steht, korreliert (Kruth et al., 2012; Kempen et al., 2012). Es bestehen zwei Optionen, um die Eigenspannungen im Prozess zu reduzieren. Eine Möglichkeit ist es, eine mehrfache Belichtung durchzuführen. Die andere Option ist der Einsatz der Bauraumheizung.

Beim Schmelzprozess führt der lokal konzentrierte Energieeintrag des Lasers zu Verzug und Eigenspannungen im Bauteil. Für die Entstehung von Eigenspannungen gibt es zwei Haupttheorien, den Temperaturgradienten-Mechanismus und die Abkühlphase (Kruth et al., 2012; Mercelis u. Kruth, 2006). Der Temperaturgradienten-Mechanismus beschreibt die Entstehung der Eigenspannungen aufgrund des schichtweisen Aufbaus des Bauteils im Prozess, bei dem zuerst eine Schicht aufgeschmolzen wird und dann die Nachfolgende. Aufgrund des schnellen Aufheizens und Schmelzens des Pulvers durch den Laser und der geringen Wärmeleitung wird ein hoher Temperaturgradient erzeugt. Die Wärmeleitung wird durch die dünnen Wände begrenzt, sodass nur ein kleiner erstarrter Querschnitt für den Wärmetransport im vollkommen massiven Bauteil zur Verfügung steht, während das Pulver wie eine thermische Isolierung wirkt. So entwickeln sich Spannungen in den Bauteilen aufgrund hoher Temperaturgradienten (Alkharari et al., 2012). Die Abkühlphase bzw. das Cool-Down-Phase-Modell beschreibt die Bildung der Eigenspannungen durch den geschmolzenen Werkstoff und dessen anschlie-

ßende Erstarrung. Während der Erstarrung und Abkühlung schrumpft das Metall und zieht sich zusammen, wodurch Spannungen entstehen (Mercelis u. Kruth, 2006). Die bereits erstarrten Schichten hemmen die Schrumpfung, dabei entstehen Zugspannungen in der oberen Schicht (Kruth et al., 2012).

Eigenspannungen werden in drei Typen unterteilt: Makro-Eigenspannungen (Typ I), die sich über mehrere Körner erstrecken, Mikro-Eigenspannungen (Typ II), die sich innerhalb eines Korns bilden und Submikroeigenspannungen (Typ III), die sich über mehrere Atomabstände innerhalb eines Korns erstrecken (Eigenmann u. Macherauch, 1996). Für die Maßhaltigkeit im pulverbettbasierten Laserschmelzen sind Eigenspannungen vom Typ I relevant (Mercelis u. Kruth, 2006). Diese können zu Verformungen und sogar zu Rissen in den Bauteilen führen. Im Hinblick auf die Genauigkeit sollten Eigenspannungen vermieden werden. Die wichtigsten Methoden zur Reduzierung von Eigenspannungen sind die Verbesserung der Belichtungsstrategie (Ali et al., 2018), die Verwendung einer Bauraumheizung (Berger et al., 2016; Mertens et al., 2016) und Wär-

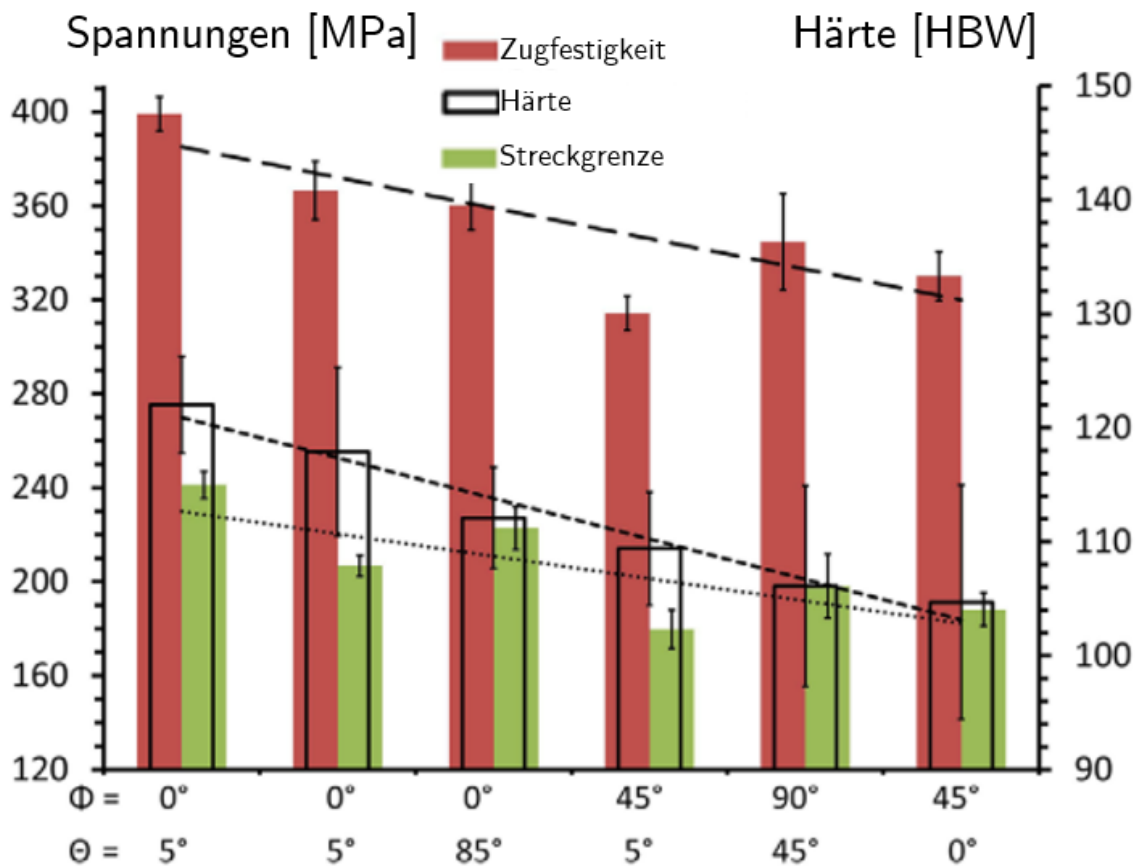


Abbildung 2.6: Vergleich der Eigenschaften unter unterschiedlichen Positionen und Ausrichtungen auf der Bauplattform nach (Hitzler et al., 2018b).

mebehandlungen nach dem Fertigungsprozess. Mithilfe der Belichtungsstrategie kann die Methodik des Aufschmelzens der einzelnen Schichten verändert werden, wodurch sich die Eigenspannungen reduzieren. Die Änderung der Belichtungsstrategie beeinflusst das Temperaturprofil innerhalb der Schicht, was die Eigenspannungen unter Berücksichtigung des Temperaturgradienten-Mechanismus bestimmt. Bei der Standard-Streifenbelichtungsstrategie variieren die Versuchsergebnisse. Eine Studie zeigt, dass eine von innen nach außen verlaufende Linienbelichtung mit einem Winkel von 45° die niedrigsten Spannungen erzeugt (Cheng et al., 2016). Im Gegensatz dazu berichten andere Studien, dass die sukzessive Inselbelichtung mit kurzen Vektoren zu bevorzugen ist (Kruth et al., 2004). Weitere Untersuchungen zeigen, dass die Rotation der Belichtungsvektoren in einer Verringerung der Verformungen resultiert (Dunbar et al., 2016). Auch der Einfluss des wiederholten Schmelzens auf die Porosität wurde untersucht. Hierbei wurde deutlich, dass die Richtung der zweiten Belichtung, einen Einfluss auf die Porosität hat und eine niedrigere Porosität an den Rändern zur Folge hat, wenn dabei die gleiche Belichtungsrichtung gewählt wird (Yu et al., 2019). Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die Experimente unterschiedliche Ergebnisse lieferten. Eine Gemeinsamkeit in den Untersuchungen ist, dass die Belichtungsstrategie die Eigenspannungen beeinflusst.

2.2.4. Werkstoffe

Zunehmende Aufmerksamkeit wurde den Leichtmetallsystemen aus Aluminium- und Titanlegierungen gewidmet, da diese Werkstoffe geeignete Kandidaten für strukturelle Anwendungen in der Automobil- und Luftfahrtindustrie sind (Aboulkhair et al., 2017). Einige Studien konnten zeigen, dass Al-Si-Legierungen, die durch pulverbettbasiertes Laserschmelzen hergestellt werden, unter geeigneten Verarbeitungsbedingungen nahezu die volle relative Dichte erreichen können (Buchbinder et al., 2011; Hitzler et al., 2020). Aufgrund der schnellen Erstarrung mit einer hohen Abkühlungsrate von 10^3 – 10^5 K s^{-1} können Al-Si-Legierungen ultrafeine und gemusterte Mikrostrukturen aufweisen, was zu einigen interessanten Eigenschaften wie jeweils sehr hoher Festigkeit, Zähigkeit und Kaltverfestigung führt (Chen et al., 2017). Diese Ergebnisse deuten darauf hin, dass Al-Si-Legierungen im Vergleich zu Werkstoffen, die auf herkömmliche Weise durch Barren- oder Pulvermetallurgie hergestellt werden, eine ganz andere Mikrostruktur und Leistung aufweisen könnten.

Wie in Abbildung 2.7 dargestellt, handelt es sich um ein binäres eutektisches Phasendiagramm, das eine begrenzte Löslichkeit von Aluminium und Silizium aufweist. Die

Schmelztemperatur von reinem Aluminium liegt bei 660°C . Die Löslichkeit von Silizium in der Aluminiumschmelze erreicht bei der eutektischen Temperatur von 577°C ein Maximum von 1,6 %. Die maximale Löslichkeit von Aluminium in Silizium bei der eutektischen Temperatur bleibt fraglich und liegt laut einigen Literaturangaben bei etwa 0,015 Gew.-% (Birol, 2006). Die Wissenschaftler konnten bisher keine Definition oder Akzeptanz der Siliziumkonzentration finden, obwohl dieses Diagramm häufig dargestellt wird.

Beim pulverbettbasierten Laserschmelzen wird das Bauteil durch selektives Aufschmelzen und Verfestigen dünner Pulverschichten mit einem scannenden Laserstrahl entsprechend den CAD-Daten hergestellt. Bei der Wechselwirkung zwischen Laserstrahl und Pulverbett bildet sich ein instationäres Temperaturfeld mit hoher Temperatur und schneller Abkühlungsrate aus, was einen erheblichen Einfluss auf die Mikrostrukturen und die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften des fertigen Bauteils hat (Das et al., 2010). Das transiente thermische Verhalten während des additiven Prozesses wird maßgeblich von den Bearbeitungsparameter wie Laserleistung und Belichtungs geschwindigkeit gesteuert. Um die gewünschten additiv gefertigten Bauteile zu erhalten, sind daher erhebliche Forschungsanstrengungen erforderlich, welche die Beziehung zwischen den Verarbeitungsparametern und dem thermischen Verhalten untersuchen. Experimentelle Messungen des thermischen Verhaltens während des Prozesses gelten jedoch als schwierig, da es sich um eine lokal begrenzte Erwärmung mit einem

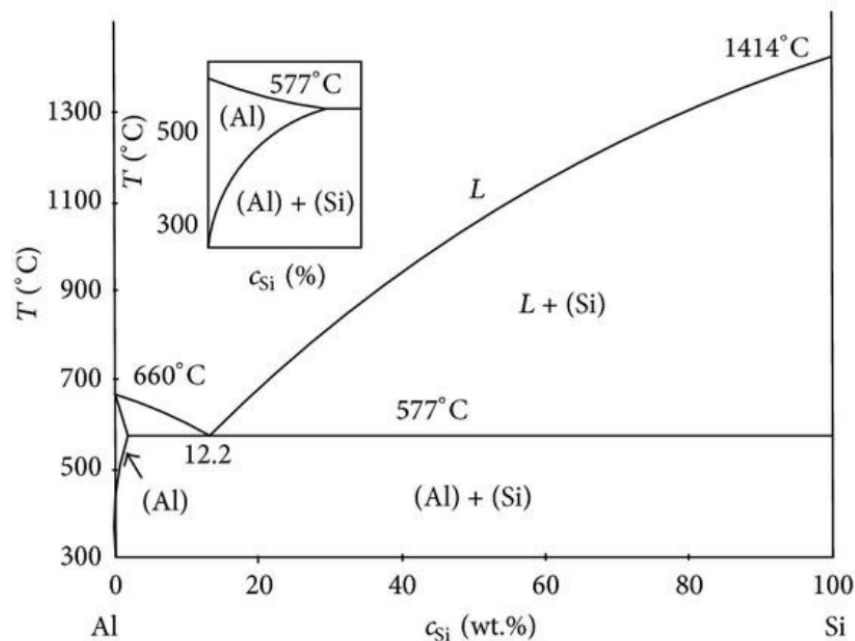


Abbildung 2.7: Aluminium-Silizium-Phasendiagramm nach (Kammer, 2002).

superschnellen Schmelzen und Erstarren handelt.

Aufgrund der hohen Abkühlungsrate während des SLM-Verfahrens wird erwartet, dass selektives Laserschmelzen eine vielversprechende Herstellungsmethode für die Veredelung des primären Siliziumzusatzes in Aluminiumlegierungen mit hohem Siliziumgehalt darstellt. Die Möglichkeit, mit optimierten Prozessparametern dichte Teile herzustellen, wurde für eine Vielzahl von Werkstoffen nachgewiesen, z. B. für Legierungen auf Titan-, Nickel- und Eisenbasis. Aluminium und seine Legierungen weisen jedoch ein hohes Reflexionsvermögen und eine hohe Wärmeleitfähigkeit auf, was das L-PBF-Verfahren erschwert. Außerdem haben Aluminiumpulver eine schlechte Fließfähigkeit, was die Ausbreitung einer dünnen Pulverschicht behindert. In der Vergangenheit konzentrierte sich die Forschung zum SLM von Aluminiumlegierungen auf nahezu eutektische Gusslegierungen wie AlSi10Mg und AlSi12, da sie gut schweißbar und besser fließfähig sind.

2.2.5. Thermische Eigenschaften

Aluminiumlegierungen mit erhöhtem Siliziumgehalt bieten eine Vielzahl von vorteilhaften Eigenschaften, darunter geringes Gewicht, ausgezeichnete Verschleißfestigkeit und einen niedrigen Wärmeausdehnungskoeffizient (WAK). Insbesondere der geringe WAK ist von großem Interesse in Bereichen wie Wärmemanagement und Verpackungsanwendungen, in denen präzise Maßhaltigkeit bei Temperaturschwankungen gefordert sind. In der Luft- und Raumfahrtindustrie ist zudem das Gewicht kritisch, weshalb Materialien mit niedriger Dichte bei Verpackungsanwendungen bevorzugt werden.

Obwohl Aluminium aufgrund seiner kleinen Dichte und hohen Wärmeleitfähigkeit als attraktives Wärmemanagementmaterial in der Luft- und Raumfahrt gilt, weist es im Vergleich zu Leiterplattenmaterialien wie Galliumarsenid oder Silizium einen höheren WAK auf. Zur Verringerung des WAK von reinem Aluminium können Füllstoffe wie Siliziumkarbid oder Aluminiumnitrid hinzugefügt werden.

Ein alternativer Ansatz besteht in der Verwendung von übereutektischen Al-Si-Legierungen aus dem binären eutektischen Al-Si-System. Durch gezielte Anpassung des Siliziumgehalts können die WAK-Eigenschaften dieser Legierungen an die spezifischen Anforderungen verschiedener Anwendungen angepasst werden. Dies ist besonders wichtig, um die mechanische Stabilität und Wärmeleitfähigkeit in anspruchsvollen Umgebungen sicherzustellen.

Allerdings weisen üblicherweise gegossene Strukturen dieser Legierungen grobe primäre Siliziumpartikel und nadelförmiges Silizium im Eutektikum auf, was zu suboptimalen mechanischen Eigenschaften führt. Die Herstellung komplexer Teile erfordert daher spezielle Fertigungstechniken wie Spritzgießen oder Pulvermetallurgie, um die gewünschten Eigenschaften zu erreichen. Die fortlaufende Forschung und Entwicklung in diesem Bereich zielt darauf ab, die Balance zwischen geringer Dichte, guter Wärmeleitfähigkeit und mechanischer Festigkeit in Aluminiumlegierungen weiter zu optimieren und ihre Anwendbarkeit in verschiedenen Industriezweigen zu erweitern.

2.3. Fazit zum Stand der Technik

Der Forschungsbedarf in der AM umfasst Materialentwicklung für optimierte Eigenschaften und Vielseitigkeit. Die Prozessoptimierung zielt darauf ab, die Qualität zu steigern und die Kosten zu senken. Design for Additive Manufacturing (DfAM) ermöglicht effizientes Gestalten komplexer Bauteile. Qualitätskontrolle und Prüfverfahren sind entscheidend für die Einhaltung von Standards. Die Nachhaltigkeitsforschung konzentriert sich auf Umweltauswirkungen und Recyclingtechnologien. Skalierbarkeit und Integration in Fertigungsumgebungen sind hierbei Schlüsselaspekte. Regulatorische Standards sind erforderlich, um Sicherheit und Qualität zu gewährleisten. Die Forschung in diesen Bereichen ist von entscheidender Bedeutung für den Fortschritt und die Anwendung der additiven Fertigungstechnologie (H1).

Zerstörungsfreie Tests von additiv gefertigten Bauteilen zeigen vergleichbare mechanische Eigenschaften wie konventionelle Verfahren. Diese Ergebnisse unterstützen die Qualität und Zuverlässigkeit der AM in der Forschung (Teilaspekt H2).

Analysemethoden, die bei konventionell hergestellten Proben verwendet werden, können für die Qualitätssicherung von additiv hergestellten Proben genutzt werden, ohne neue Methoden zu entwickeln. Dies ermöglicht eine effiziente und kostengünstige Überprüfung der additiven Fertigungserzeugnisse. Die Anwendung bewährter Verfahren erleichtert die Integration additiver Fertigungstechnologien in bestehende Qualitätskontrollprozesse (Teilaspekt H3).

Die Aluminiumlegierung AlSi10Mg ist ein gut erforschter Werkstoff, der sich ideal für die additive Fertigung eignet. Sie bietet eine ausgezeichnete Kombination aus Festig-

keit und Leichtigkeit. Dank ihrer guten Fließeigenschaften ist sie auch für komplexe Formen geeignet. AlSi10Mg zeigt eine geringe Neigung zu Rissen während des Druckprozesses. Ihre weitreichende Erforschung macht sie zu einem bevorzugten Material für verschiedene Anwendungen in der additiven Fertigung (Teilaspekt H4).

Die Forschung im Kontext mit AM deckt einen breiten Bereich ab, einschließlich Materialentwicklung, Prozessoptimierung, Design, Qualitätskontrolle, Nachhaltigkeit und Integration. Zerstörungsfreie Tests zeigen ähnliche mechanische Eigenschaften wie konventionelle Verfahren, was die Zuverlässigkeit der additiven Fertigung unterstützt. Bewährte Analysemethoden können für die Qualitätsprüfung additiv hergestellter Teile genutzt werden und erleichtern ihre Integration in bestehende Prozesse. Die Aluminiumlegierung AlSi10Mg ist aufgrund ihrer Festigkeit, Leichtigkeit und guten Fließeigenschaften ein bevorzugtes Material. Die Hypothesen H1, H3 und H4 könnten bestätigt werden, während H2 nur in begrenztem Umfang verifiziert wird, da zerstörungsfreie Tests hauptsächlich unterstützend in der Prozessüberwachung genutzt werden.

3. Analysemethoden

In diesem Kapitel werden die Analysemethoden vorgestellt, welche zur Untersuchung der Geometrie, des Gefüges und der mechanischen sowie thermischen Eigenschaften verwendet werden.

3.1. Dichtebestimmung mit archimedischem Prinzip

Um die Dichte eines Materials zu bestimmen, wird die Dichtemessung nach Archimedes eingesetzt. Zu diesem Zweck wird das Werkstück an der Luft und in einem Flüssigkeitsbad gewogen. Hierzu muss die Geometrie komplett in der Flüssigkeit untertauchen, deren genau Dichte bekannt sein muss. Aus der Differenz beider Massen ergibt sich die Masse der verdrängten Flüssigkeit. Somit lässt sich das Volumen des Körpers V_{Probe} über das verdrängte Volumen der Flüssigkeit nach der Gleichung 3.1 berechnen:

$$V_{Probe} = \frac{m_{tr} - m_{fl}}{\rho_{fl}}. \quad (3.1)$$

ρ_{fl} ist die Dichte der Flüssigkeit bei der Umgebungstemperatur, m_{tr} die Masse des trockenen Körpers an der Luft und m_{fl} die Masse des Körpers in der Flüssigkeit. Die mittlere Dichte der Probe ρ_{Probe} ergibt sich daraus zu der Gleichung 3.2:

$$\rho_{Probe} = \frac{m_{tr}}{V_{Probe}}. \quad (3.2)$$

Poren, Einschlüsse und andere Fehler werden bei der Bestimmung der mittleren Dichte der Probe ρ_{Probe} mit einbezogen. Die relative Dichte ρ_{rel} des Körpers wird mit der Gleichung 3.3 berechnet:

$$\rho_{rel} = \frac{V_{Probe}}{V_{Geo}}. \quad (3.3)$$

V_{Geo} ist das geometrisch bestimmte Volumen. Um die archimedische Dichtemessung durchzuführen, wird ein Aufbau mit der Präzisionswaage genutzt. Als Flüssigkeit wird Isopropanol verwendet. Mit jeder Probe wird die Messung dreimal durchgeführt. Anschließend werden dieselben Proben herangezogen, um die spezifische Wärmekapazität zu messen.

3.2. Metallografie-Präparation

Zur Beurteilung des Gefüges muss die Probe nach den Regeln der Metallografie präpariert werden. Metallografische Präparation steht für die stoffliche Probenvorbereitung: Trennen, Einbetten, Schleifen und Polieren, Ätzen sowie qualitative und quantitative mikroskopische Gefügeanalysen. Die Präparationsmaschinen haben mehrere Besonderheiten, um die Proben nicht durch Wärme zu beeinflussen. Sie arbeiten beim Trennen mit viel Kühlmittel und beim Schleifen bzw. Polieren mit einem möglichst geringen Anpressdruck sowie geeigneten Schmier- und Schleifmitteln.

- Trennen erfolgt mit der Maschine Stuers Secotom, eine metallografische halbautomatische Nasstrennmaschine. Diese zeichnet sich durch eine einfache Bedienung, einen großen verfahrbaren Tisch und einen höhenverstellbaren Trennscheibe aus.
- Einbetten findet mittels Kalteinbettverfahrens statt. Dazu werden die getrennten Proben in einen Kunststoffbehälter gelegt und mit Kalteinbettmasse aus flüssigem Polymer übergossen. Anschließend werden die Proben zehn Minuten unter UV-Licht ausgehärtet.
- Schleifen und Polieren erfolgt mit der Schleif- und Poliermaschine Struers Roto-Pol. Die Oberflächen der Proben werden in mehreren Stufen mit immer feiner werdendem Schleifpapier abgeschliffen und zuletzt mit einem Poliertuch unter Zuhilfenahme einer Suspension aus Schmiermitteln und synthetisch erzeugten Diamanten poliert.
- Unter dem Einsatz der Murakami-Lösung, bestehend aus 10 g Kaliumferricyanid, 10 g Kaliumhydroxid und 100 ml Wasser, werden die polierten Proben geätzt.
- Die Mikrostruktur, Einschlüsse, Hohlräume, Kristallbildung, Korngröße und Korngrenzen werden unter einem Lichtmikroskop bei 50- bis 1000-facher Vergrößerung analysiert.

3.3. Zugversuch

Der einachsige Zugversuch ist neben der Härteprüfung das weltweit wichtigste und das am weitesten verbreitetes mechanische Versuchs- bzw. Prüfverfahren zur Bestimmung von Festigkeits- und Dehnungskennwerten. Die Prüfaufgabe besteht darin, die Materialparameter zuverlässig und reproduzierbar zu ermitteln und eine Vergleichbarkeit herzustellen. Das Prüfverfahren gilt laut Norm als Standardverfahren für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften. Je nach Werkstoff können daraus Streckgrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und weitere Werkstoffkennwerte festgestellt werden. Für die Untersuchungen wird das Materialprüfsystem ZwickRoell Z100 verwendet. Das Prüfsystem besitzt einen Kraftaufnehmer mit einem Messbereich bis zu 100 kN, eine Traverse, einen Fühler-Extensometer, der Klasse 0,5 mit einem Messbereich bis zu 150 mm (makroXtens), Probenhalter und Elektronik. Das Materialprüfsystem wird von einer Prüfsoftware gesteuert, welche die Maschinen- und Sicherheitseinstellungen erkennt und die Prüfparameter speichert. Die grundlegenden mechanischen Kennwerte können dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm entnommen werden. Abbildung 3.1 zeigt einen Zugversuch von Baustahl.

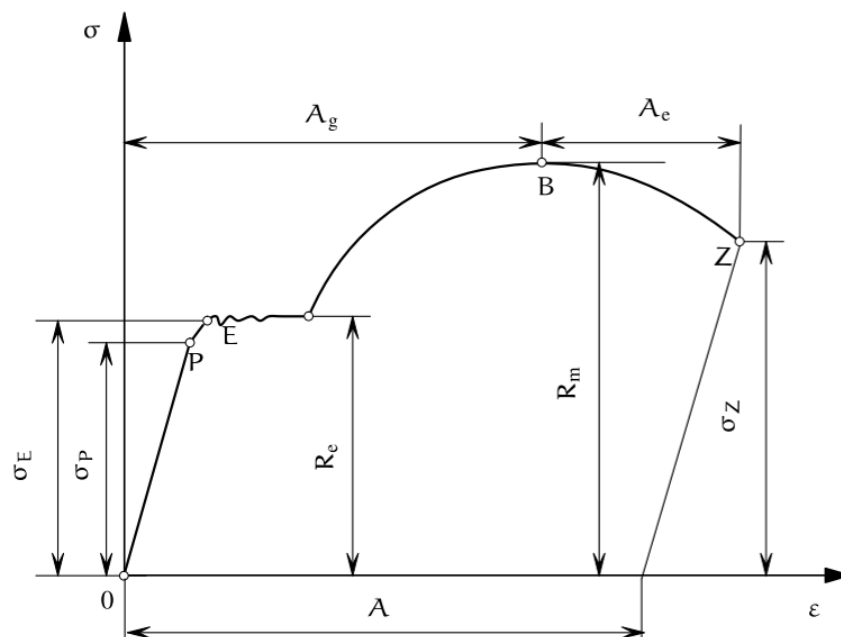


Abbildung 3.1: Spannungs-Dehnungs-Diagramm und die zu bestimmenden Größen im Zugversuch nach (Altenbach, 2023).

Die Strecke 0P wird auch als Hooke'sche Gerade bezeichnet. Sie beschreibt das elastische Verhalten des Werkstoffs. Die Steigung der Hooke'schen Geraden wird als Elasti-

zitätsmodul bezeichnet. Aufgrund der leichten Messbarkeit kommen dem Elastizitätsmodul und der Streckgrenze R_e eine große technische Bedeutung zu.

In der vorliegenden Arbeit wird das Prüfverfahren nach DIN EN ISO 6892-1 an Aluminiumproben bei Raumtemperatur durchgeführt (DIN EN ISO 6892-1:2020-06, 2020). Diese Norm beschreibt einen quasi-statischen Zugversuch, bei dem die Probe bis zum Bruch gedehnt wird. Der Zugversuch läuft mit konstanter Geschwindigkeit von 1 mm min^{-1} bis zum Bruch durch. Während des Zugversuchs werden Kraft und Längenänderung der Probe gemessen und in technische Spannungen sowie Dehnungen umgerechnet. Die Dehngeschwindigkeit im Prozess sollte gering sein, damit die Ergebnisse nicht verzerrt werden.

3.4. Impulserregungstechnik

Die Impulserregungs- oder Impulsanregungstechnik (engl. Impulse Excitation Technique (IET)) ist ein zerstörungsfreies Verfahren nach ASTM E1876 zur Materialcharakterisierung, mit dem die elastischen Eigenschaften und die innere Reibung eines bestimmten Materials bestimmt werden können (ASTM E1876-22, 2022). Sie misst die Resonanzfrequenzen zur Berechnung des Elastizitätsmoduls, des Schermoduls, der Poissonzahl und der inneren Reibung von vordefinierten Formen wie rechteckigen sowie zylindrischen Stäben und scheibenförmigen Proben. Die Messungen können bei Raumtemperatur oder bei erhöhten Temperaturen unter verschiedenen Atmosphären durchgeführt werden. Das Messprinzip beruht auf dem Anschlagen der Probe mit einem kleinen Objekt und der Aufzeichnung des induzierten Schwingungssignals mit einem piezoelektrischen Sensor, Laser-Doppler-Vibrometer, Mikrofon oder Beschleunigungsmesser. Anschließend wird das erfasste Schwingungssignal im Zeitbereich durch eine Fourier-Transformation (engl. Fast Fourier Transformation (FFT)) in den Frequenzbereich umgewandelt. Um die elastischen Eigenschaften auf Grundlage der klassischen Balkentheorie zu berechnen, wird die Resonanzfrequenz mittels einer speziellen Software mit hoher Genauigkeit bestimmt. Abhängig von der Position der Stützdrähte, dem mechanischen Impuls und dem Mikrofon können verschiedene Resonanzfrequenzen angeregt werden. Die beiden wichtigsten Resonanzfrequenzen sind die Biegeschwingung, die durch den Elastizitätsmodul der Probe gesteuert wird, und die Torsionsschwingung, die durch den Schermodul gesteuert wird, siehe Abbildung 3.2. Es gibt gut definierte Modi für einfache Formen von Proben, wie rechteckige sowie zylindrische Stäbe und Scheiben. Für jede Schwingungsform ist die Lage der Knotenpunkte bekannt. Die Stützen müssen in den Knotenpunkten der Probe platziert werden, um einen Einfluss der

Stützen auf die Schwingungen zu vermeiden.

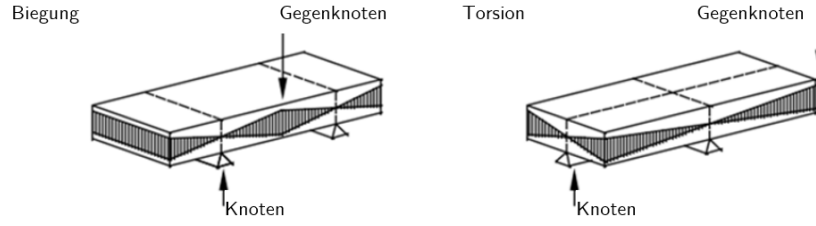


Abbildung 3.2: Biege- und Torsionsschwingungsformen von Rechteckstäben nach (Robben et al., 1997).

Diese Methode ermöglicht eine genaue Bestimmung des Elastizitätsmoduls und ist von der ASTM für isotropes elastisches Verhalten genormt. Bei Stäben mit rechtwinkligem Querschnitt wird der Elastizitätsmodul E nach der Beziehung aus ASTM E1876 (ASTM E1876-22, 2022) wie folgt berechnet:

$$E = 0,9465 \frac{T_1 m f_f^2 l^3}{b t^3}, \quad (3.4)$$

wobei m die Masse des Probekörpers, l die Länge, b die Breite und t die Dicke bezeichnet. Der Korrekturfaktor T_1 berücksichtigt den Einfluss von der endlichen Dicke und der Querkontraktionszahl der transversalen Scherverformung im grundlegenden Biegeschwingungsmodus. Dieser wird nach folgender Gleichung ermittelt (ASTM E1876-22, 2022):

$$T_1 = 1 + 6,585 \left(\frac{t}{l} \right)^2. \quad (3.5)$$

Bei schlanken Stäben kann der Elastizitätsmodul in Probenlängsrichtung mit Gleichung 3.4 abgeschätzt werden. Diese Näherung ist vorteilhaft für die Bestimmung des richtungsabhängigen Elastizitätsmoduls von stark texturierten Legierungen, die möglicherweise ein stark anisotropes elastisches Verhalten aufweisen (Obermayer et al., 2022).

Die Bestimmung des Elastizitätsmoduls erfolgt in der Arbeit mit den Stäben aus der thermischen Messung. Aufgrund des genauen Messverfahrens wird nur eine einzige Messung je Belichtungsrichtung durchgeführt.

3.5. Transientes Flächenquellenverfahren

Transientes Flächenquellenverfahren (engl. Transient Plane Source (TPS)) ist bis heute die präziseste Technik zur Untersuchung von Wärmetransporteigenschaften. Dabei handelt es sich um eine absolute Technik, die Informationen über die Wärmeleitfähigkeit, das Temperaturleitvermögen sowie die spezifische Wärme pro Volumeneinheit des zu untersuchenden Materials gemäß DIN EN ISO 22007-2 liefert (DIN EN ISO 22007-2:2022-09, 2022). Die TPS-Methode basiert auf der Verwendung eines transient beheizten ebenen Sensors und wird in ihrer gebräuchlichsten Adaption als Hot Disk-Methode bezeichnet. Der Sensor besteht aus einem elektrisch leitenden Muster in Form einer Doppelspirale, die aus einer dünnen Metallfolie (Nickel) herausgeätzt wurde (Gustafsson, 1991). Diese Spirale ist zwischen zwei dünnen Folien aus einem isolierenden Material (Kapton, Teflon, Mica usw.) eingebettet.

Typische Probengrößen liegen zwischen einem und 10 cm^3 , können aber in besonderen Situationen auf $0,01\text{ cm}^3$ reduziert werden. Die Probenvorbereitung beschränkt sich auf das Schneiden einer ebenen Fläche an jedem der beiden Probenstücke. Hierbei ist zu beachten, dass die ebenen Probenflächen deutlich größer sind als der Durchmesser des Hot-Disk-Sensors, damit es während der Messung nicht zur Konvektion kommt, siehe Abbildung 3.3. Der Thermal Constants Analyser Hot Disk wird zur Untersuchung einer großen Anzahl verschiedener Materialien wie Metalle, Legierungen, Mineralien, Keramiken, Gläser, Pulver, Kunststoffe, Baustoffe, Biomaterialien in vivo oder in vitro, Flüssigkeiten usw. verwendet. Kommerziell erhältliche Hot-Disk-Elemente ermöglichen Messungen von Temperaturen bis zu 1000 °C .

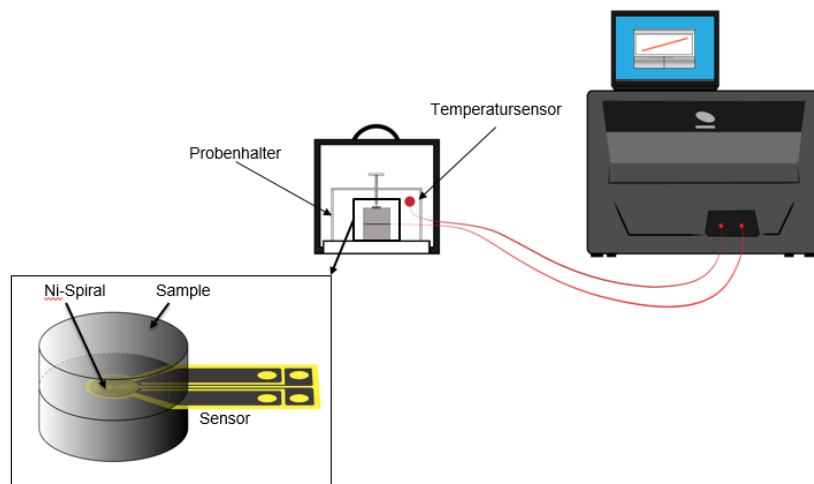


Abbildung 3.3: Skizze Messaufbau TPS-Methode mit Thermal Constant Analyzer Hot Disk.

Der Thermal Constants Analyser Hot Disk basiert auf der Theorie des Flächenquellenverfahrens und verwendet ein Sensorelement in Form einer Doppelspirale. Dieser Hot-Disk-Sensor fungiert sowohl als Wärmequelle zur Erhöhung der Proben temperatur als auch als Widerstandsthermometer zur Aufzeichnung des zeitabhängigen Temperaturanstiegs. In den meisten Fällen besteht das Sensorelement aus einer 10 µm dicken Nickel-Doppelspirale mit genau festgelegten Abmessungen hinsichtlich Breite, Anzahl der Windungen und deren Radien. Diese Spirale wird von einem Material getragen, das ihre besondere Form schützt, ihr mechanische Festigkeit verleiht und sie elektrisch isoliert. Das Polyamid Kapton ist ein solches Material und kann in einem Temperaturbereich von 10 °C bis 500 °C verwendet werden. Ein Mica-Material ist ebenfalls als Isoliermaterial erhältlich. In diesem Fall wird die obere Grenze des Temperaturbereichs auf 1000 °C erweitert. Der Nickel-Sensor wird zwischen zwei Hälften der Probe (Feststoffe) eingeschlossen oder in die Probe eingebettet (Pulver, Flüssigkeiten). Während einer voreingestellten Zeit werden 200 Widerstandsmessungen durchgeführt, aus denen die Beziehung zwischen Temperatur und Zeit ermittelt wird. Einige Parameter wie die Heizleistung zur Erhöhung der Temperatur der Spirale, die Messzeit für die Aufnahme von 200 Punkten und die Größe des Sensors werden zur Optimierung der Einstellungen für das Experiment verwendet, sodass Wärmeleitfähigkeiten von 0,005 W m⁻¹ K⁻¹ bis 1800 W m⁻¹ K⁻¹ gemessen werden können. Messungen an Standardmaterialien von Polystyrol bis Aluminium zeigen, dass die Genauigkeit über den gesamten Wärmeleitfähigkeitsbereich innerhalb von +/- 5 % und die Reproduzierbarkeit innerhalb von +/- 2 % liegt (Log u. Gustafsson, 1995).

Um einen angemessen hohen Anfangswiderstand des Sensorelements zu erreichen und gleichzeitig mit einer praktischen und kompakten Konfiguration der Probe arbeiten zu können, ist der Hot-Disk-Sensor in Form einer Doppelspirale konzipiert. Durch diese Anordnung der beiden Spiralen wird die Gesamtgröße der Probe minimiert. Damit das Verhalten der Hot Disk theoretisch beschrieben werden kann, wird die Wärmeleitfähigkeitsgleichung unter der Annahme gelöst, dass die Hot Disk aus einer bestimmten Anzahl von konzentrischen Ringwärmeequellen besteht, welche sich in einer unendlich großen Probe befinden (ISO 22007-2). Wird der Sensor elektrisch erhitzt, kann der Widerstandsanstieg $R(t)$ als Funktion der Zeit wie folgt angegeben werden:

$$R(t) = R_0(1 + \alpha[\Delta T_s + \Delta T_{Mat}(\tau)]). \quad (3.6)$$

Dabei ist R_0 der Widerstand der Spirale unmittelbar vor der Erwärmung oder zum Zeitpunkt $t = 0$. α ist der Temperaturwiderstandskoeffizient (engl. Temperature Coefficient of Resistivity (TCR)). ΔT_s ist die konstante Temperaturdifferenz, die sich über

die dünnen Isolierschichten, die die beiden Seiten des Hot-Disk-Sensormaterials (Nickel) bedecken, fast augenblicklich entwickelt. $T_{Mat}(\tau)$ ist die Temperaturerhöhung der Probenoberfläche auf der anderen Seite der Isolierschicht und gegenüber des Hot-Disk-Sensors. τ ist eine dimensionslose Größe und wird bestimmt mit

$$\tau = \sqrt{\frac{t}{t_{char}}}. \quad (3.7)$$

In der Gleichung 3.7 ist t die gemessene Zeit vom Beginn der transienten Messung und t_{char} die charakteristische Zeit, definiert als

$$t_{char} = \frac{a^2}{\kappa} \quad (3.8)$$

mit κ als Temperaturleitfähigkeit der Probe und a als Sensorradius.

Aus Gleichung 3.6 ergibt sich der vom Sensor erfasste Temperaturanstieg:

$$\Delta T_s + \Delta T_{Mat}(\tau) = \frac{1}{\alpha} \left(\frac{R(t)}{R_0} - 1 \right). \quad (3.9)$$

Hier ist ΔT_s das Maß für den thermischen Kontakt zwischen dem Sensor und der Probenfläche. Ein perfekter thermischer Kontakt durch eine abgeschiedene dünne Schicht oder ein elektrisch isolierendes Material wird mit $\Delta T_s = 0$ dargestellt. Durch die sehr kurzen Zeitabschnitte zwischen den Messpunkten wird aus ΔT_s die Konstante Δt_s , die abgeschätzt werden kann als

$$\Delta t_s = \frac{\delta^2}{\kappa_s}, \quad (3.10)$$

wobei δ die Dicke der isolierenden Schicht und κ_s die Temperaturleitfähigkeit des Schichtmaterials ist. Der zeitabhängige Temperaturanstieg wird in der Theorie wie folgt angegeben:

$$\Delta T_{Mat}(\tau) = \frac{P_0}{\pi^{\frac{3}{2}} a \Lambda D(\tau)}. \quad (3.11)$$

P_0 ist hierbei die gesamte abgegebene Leistung vom Sensor, a der Gesamtradius des Sensors, Λ die Wärmeleitfähigkeit der zu prüfenden Probe und $D(\tau)$ die dimensionslose zeitabhängige Funktion mit τ aus dem Zusammenhang in der Gleichung 3.7.

Wenn nun der rechnerisch aufgezeichnete Temperaturanstieg gegenüber $D(\tau)$ aufgetragen wird, ergibt sich eine Gerade. Der Schnittpunkt dieser ist ΔT_s und die Steigung

$$\frac{P_0}{\pi^{\frac{3}{2}} a \Delta D(\tau)},$$

welche sich mit Versuchszeiten ergeben, die länger sind als Δt_s .

Da κ und somit t_{char} vor dem Experiment nicht bekannt sind, wird die endgültige Gerade, aus der die Wärmeleitfähigkeit berechnet wird, durch einen Iterationsprozess bestimmt. So ist es möglich, sowohl die Wärmeleitfähigkeit als auch die Temperaturleitfähigkeit aus einer einzigen Messung zu erhalten.

Das Modul für die spezifische Wärmekapazität ist für Untersuchungen der spezifischen Wärmekapazität von Feststoffen bestimmt. Die Größe der Proben kann variiert werden, sie sollten jedoch in die mitgelieferte Goldzelle passen, die einen Innendurchmesser von 19 mm und eine Höhe von 5 mm hat. Bei dieser Versuchsmethode werden die Proben während der transienten Aufzeichnungen in einem thermisch isolierten Halter oder Gehäuse aus einem Material mit hoher Wärmeleitfähigkeit aufbewahrt. Die Halterung ist einer konstanten Ausgangsleistung eines Hot-Disk-Sensors ausgesetzt, der permanent an der Halterung befestigt ist. Der Zeitraum der Messung ist viel länger als die Zeit, welche benötigt wird, um nicht-veränderliche Temperaturgradienten im Inneren des Halters und der Probenanordnung aufzubauen. Während der Erwärmung wird die Temperatur kontinuierlich aufgezeichnet. Dies geschieht, indem der Widerstandsanstieg des Sensors verfolgt wird. Mit der Kenntnis des Temperaturanstiegs der Probe, ergänzt durch eine konstante Heizleistung, ein genau definiertes Probenvolumen und eine genau definierte Probenmasse ist es möglich, die spezifische Wärme fester Proben mit einem Fehler von wenigen Prozent oder besser zu bestimmen. Das Verfahren zur Messung der spezifischen Wärme kleiner Proben mit der Option für eine spezifische Wärme basiert auf zwei Einzelmessungen, die wie folgt beschrieben werden können:

- Referenzmessung. Diese dient dazu, die erforderlichen Referenzmessungen des Probenhalters zu bekommen. Hierzu wird die Goldzelle selbst (das heißt ohne Probe) isoliert und über die Dauer eines bestimmten Zeitintervalls erhitzt. Diese Messung muss vor den Messungen mit der eigentlichen Probe durchgeführt werden.
- Messung von Probe und Goldzelle, siehe Abbildung 3.4. Diese Messung wird nach der Referenzmessung durchgeführt. Hierbei wird eine tatsächliche Probe in den

Probenhalter gelegt und über den Zeitraum erhitzt, welcher dem aus der Referenzmessung entspricht. Bei der zweiten Messung wird von einer identischen Umgebung wie bei der Referenzmessung ausgegangen, das heißt von der Anfangstemperatur und Wärmeisolierung, die den Probenhalter umgibt. Um bei der Prüfung der Probe die höhere Wärmekapazität der Probe ausgleichen zu können, muss eine etwas höhere Leistung verwendet werden als bei der Referenzmessung. Durch diese Maßnahme wird bei der Probenprüfung ein ähnlicher Temperaturanstieg wie bei der Referenzmessung ermöglicht.

Es wird eine einzige Referenzmessung für viele verschiedene Messungen der Probe mit Probenhalter verwendet, um die Gesamtzeit für die Messungen und die Abkühlungs- oder Einschwingzeit des Probenhalters zu reduzieren. In diesem Zusammenhang ist es von entscheidender Bedeutung, dass die Umgebung für jede Probe und Probenhaltermessung mit der ursprünglichen Referenzmessung identisch ist. Je Probe werden zehn Messungen der spezifischen Wärmekapazität durchgeführt. Für jede Messung wird eine Abkühlphase von einer Stunde eingehalten, darüber hinaus werden regelmäßige Referenzmessungen durchgeführt.

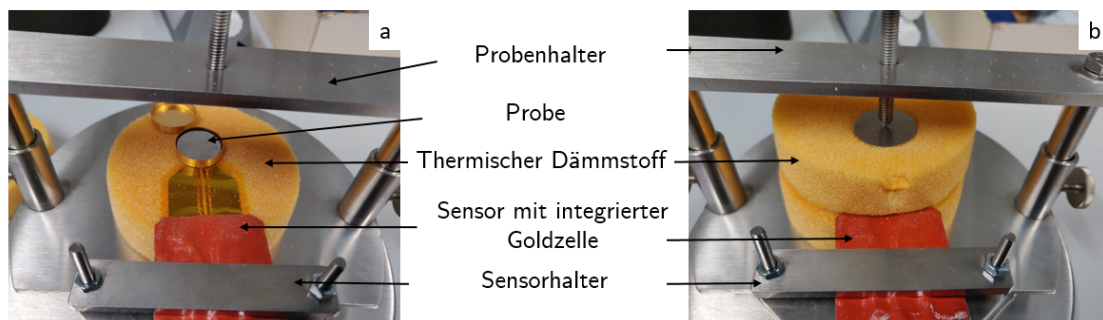


Abbildung 3.4: Versuchsaufbau zur Messung der spezifischen Wärmekapazität mit der Goldzelle: a) offen, Aufbau des Versuchs, b) geschlossen, Durchführung der Messung.

Die 1D-Versuchsmethode ist für Untersuchungen an Proben mit mittlerer bis hoher Wärmeleitfähigkeit, idealerweise $5 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ und mehr vorgesehen. Die typische Geometrie von Proben, die sich für eindimensionale Prüfungen eignen, besteht aus einem Paar quadratischer oder zylindrischer Stäbe mit einer genau definierten und identischen Querschnittsfläche, siehe Abbildung 3.5. Während der Messung wird ein Hot-Disk-Sensor zwischen den Stäben platziert, dessen Durchmesser etwas kleiner als der Durchmesser der Probenstäbe ist (Gustavsson u. Gustafsson, 2005).

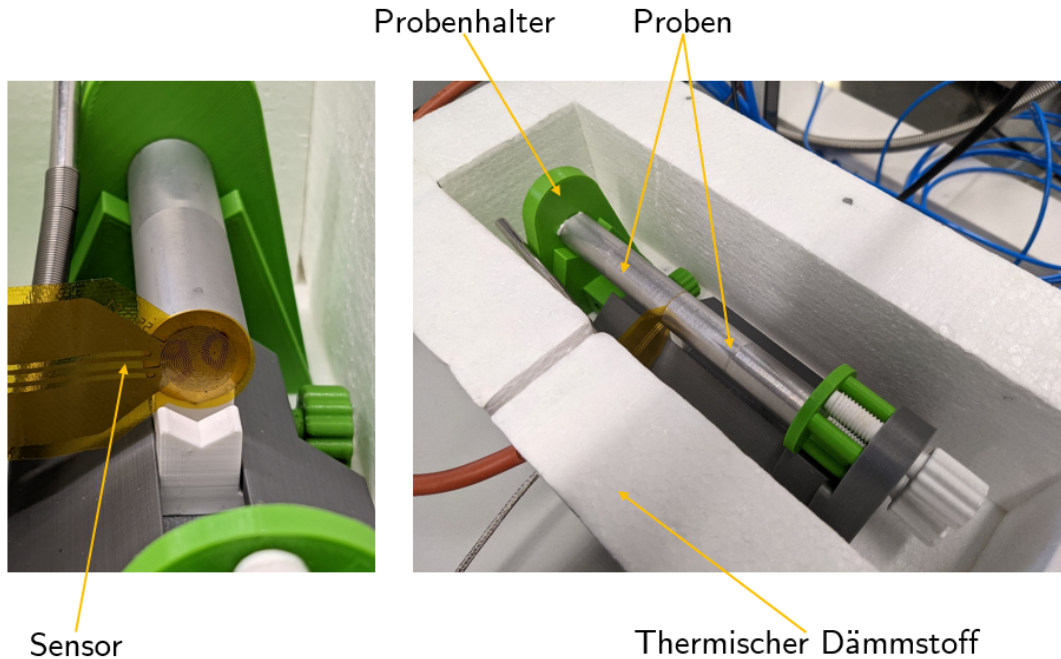


Abbildung 3.5: Versuchsaufbau der 1D-Versuchsmethode.

Diese Methode ähnelt der isotropen Standardmethode, jedoch mit drei wesentlichen Unterschieden: Erstens müssen die Proben so isoliert werden, dass Wärmeverluste an die Umgebung vermieden werden. Normalerweise reicht dazu ruhende, unbewegliche Luft aus. Die Wärmeverluste sollten daher im Vergleich zur Gesamtleistungsabgabe des Sensors während der transienten Aufzeichnung gering sein. Zweitens breitet sich die Wärme hauptsächlich in Richtung der Stablänge aus und es wird angenommen, dass die Probe in dieser Richtung unendlich ist. Drittens ist es nicht möglich, die Temperaturleitfähigkeit direkt an der Probe zu erfassen, denn die Wärme breitet sich senkrecht zum Sensorradius aus. Stattdessen ist die volumetrische spezifische Wärme eine erforderliche Eingabe für jedes eindimensionale Experiment.

Um die Wärmeleitfähigkeitsgleichung für die eindimensionale Probengeometrie korrekt zu lösen, ist es wichtig, dass ein eindimensionaler Wärmestrom so schnell wie möglich während des Einschwingvorgangs hergestellt wird. Dies wird durch die Wahl eines Sensors mit einem Durchmesser nahe dem Durchmesser der Probe erreicht. Wichtig ist auch, dass die Probenstangen lang genug sind, damit sich ein eindimensionaler Wärmestrom entwickeln kann. Die erforderliche Länge der Probe hängt weitestgehend von der Übereinstimmung zwischen Sensor- und Probendurchmesser ab. Je besser die Übereinstimmung, desto kürzer kann die Probe sein. Die Probenlänge sollte jedoch nicht unter der minimalen Sondierungstiefe liegen, die durch die Temperaturleitfähigkeit der Probe

und die kürzeste zulässige Messzeit vorgegeben ist. Um ein erfolgreiches Experiment durchführen zu können, muss die gesamte Sensorspirale von den Probenhälften abgedeckt werden. Die Querschnittsfläche der Stäbe muss bekannt und über die gesamte Länge der Probe konstant sein.

Die zuvor bestimmte spezifische Wärmekapazität wird eingesetzt, um die 1D-Versuche vorzunehmen. Es wird kein Mittelwert für die Messungen benutzt. Jeder Versuch wird fünfmal durchgeführt. Zwischen den einzelnen Messungen findet eine Abkühlung von einer Stunde statt.

3.6. Fazit zu den Analysemethoden

Die beschriebenen Analysemethoden werden seit Langem zur Charakterisierung von Werkstoffeigenschaften eingesetzt, mit Ausnahme des Flächenquellenverfahrens zur Bewertung thermischer Eigenschaften, das erst seit den späten 1990er-Jahren genutzt wird. Diese bewährten Methoden werden auch für konventionell hergestellte Proben eingesetzt und erfordern keine Entwicklung neuer Verfahren. Ihre Anwendung ermöglicht eine effektive und konsistente Qualitätsbewertung in der Materialforschung und -entwicklung sowie in der industriellen Fertigung (Teilaspekt H3).

Die Impulserregungstechnik ist ein zuverlässiges und zerstörungsfreies Verfahren zur Messung von Elastizitäts- und Schubmodul. Die Analysemethode zeichnet sich durch geringe Streuung aus und wird häufig in der Forschung eingesetzt. Sie ermöglicht präzise Charakterisierungen von Materialien für verschiedenste Anwendungen (H5).

Das transiente Flächenquellenverfahren dient zur Messung thermischer Eigenschaften und erweitert das lineare Quellenverfahren. Es ermöglicht die Bestimmung sowohl isotroper als auch anisotroper thermischer Eigenschaften von Materialien. Durch experimentelle Verfahren kann die spezifische Wärmekapazität grundsätzlich einfach bestimmt werden. Diese Technik bietet präzise Charakterisierungen für Forschungszwecke in verschiedenen Materialwissenschaften und Ingenieurdisziplinen (H6).

Die beschriebenen Analysemethoden, darunter das Flächenquellenverfahren zur Bewertung thermischer Eigenschaften, haben sich seit rund einem halben Jahrhundert bewährt und werden sowohl für konventionell hergestellte Proben als auch für Materialcharakterisierungen eingesetzt. Die Impulserregungstechnik, ein zerstörungsfreies Verfahren zur Messung von Elastizitäts- und Schubmodul, bietet präzise Charakterisierungen und wird häufig in der Forschung verwendet. Das transiente Flächenquellenverfahren erweitert das lineare Verfahren zur Messung thermischer Eigenschaften und

ermöglicht die präzise Bestimmung sowohl isotroper als auch anisotroper Werte, was für verschiedenste Anwendungen relevant ist. Somit könnten die Hypothesen H3, H5 und H6 verifiziert werden.

4. Theoretische Grundlagen

In diesem Kapitel werden die theoretischen Grundlagen für die Charakterisierung der mechanischen, thermischen und thermomechanischen Eigenschaften beschrieben. Dafür eignet sich die Tensorschreibweise am besten.

4.1. Grundbegriffe des anisotropen Materials

Ein gerader eindimensionaler prismatischer Stab mit konstanter Querschnittsfläche A wird mit den äußeren Kräften F an den Stabenden mit der Stabsachse als Werklinie belastet. Um die inneren Kräfte aufgrund der äußeren Belastungen zu bestimmen, wird in Gedanken ein Schnitt durch den Stab durchgeführt. Die resultierenden inneren Kräfte an den Schnittflächen sind Flächenkräfte und werden nach Augustin Louis Cauchy als Spannungen σ bezeichnet. Diese haben die Dimension Kraft pro Fläche und werden in der Mechanik üblicherweise in den Einheiten N mm^{-2} oder MPa angegeben.

Werden die oben genannten Zusammenhänge auf beliebige Körper und Belastungen übertragen, dann ergibt sich an den Schnittflächen ein Spannungsvektor $\boldsymbol{\sigma}$. Dieser erfolgt als Grenzwert des Quotienten aus dem Vektor der Schnittkraft $\Delta \mathbf{F}$ und der gerichteten Schnittfläche $\Delta \mathbf{A}$:

$$\boldsymbol{\sigma} = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta \mathbf{F}}{\Delta \mathbf{A}}. \quad (4.1)$$

Weil die Spannungen $\boldsymbol{\sigma}$ gerichtete Größen sind, werden sie in zwei Komponenten zerlegt. Als Normalspannung σ_n wird die Komponente des Spannungsvektors normal zur Fläche bezeichnet, als Schubspannung (Tangentialspannung) τ_t dagegen die Komponente des Spannungsvektors tangential zur Fläche.

Wird ein Zugversuch am eindimensionalen Rundstab durchgeführt, so ändern sich Gesamtlänge und Durchmesser des Körpers. Diese Änderungen werden auf die Anfangslänge bzw. den Anfangsdurchmesser bezogen. Der Quotient aus Längenänderung ΔL und Anfangslänge L_0 wird als technische Dehnung ε bezeichnet:

$$\varepsilon = +\frac{\Delta L}{L_0}. \quad (4.2)$$

Bei Zugbeanspruchung ist die Dehnung ε positiv und bei Druckbeanspruchung negativ. Der Verzerrungsvektor kann in normale und tangentielle Richtungen zerlegt werden.

Der Quotient aus Durchmesseränderung Δd und Anfangsdurchmesser d_0 wird als Querkontraktion ν bezeichnet:

$$\nu = -\frac{\Delta d}{d_0}. \quad (4.3)$$

Querkontraktion (auch als Poissonzahl bezeichnet, benannt nach Siméon Denis Poisson) und Änderungsdurchmesser sind negativ, weil der Anfangsdurchmesser größer ist als der Durchmesser in Folge der Beanspruchung.

Der Zusammenhang zwischen Spannungen σ und Dehnungen ε im elastischen Bereich kann durch den Zugversuch bestimmt werden und wird als Hooke'sches Gesetz, die Proportionalitätskonstante als Elastizitätsmodul E bezeichnet:

$$\sigma = E\varepsilon. \quad (4.4)$$

Das eindimensionale Gesetz kann auf zwei oder drei Dimensionen erweitert werden. Die Spannungen und Dehnungen werden zu Matrizen für eine allgemeine dreidimensionale Darstellung. Um die Größen zu beschreiben, werden diese als Tensoren dargestellt. Die symmetrischen Spannungs- und Verzerrungstensoren

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix} \text{ und } \boldsymbol{\varepsilon} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{bmatrix} \quad (4.5)$$

sind Tensoren zweiter Stufe. Der eindimensionale Elastizitätsmodul wird dementsprechend zum Tensor vierter Stufe und als Steifigkeitstensor $\mathbf{C}$ bezeichnet. Das allgemeine anisotrope Hooke'sche Gesetz wird in Tensorschreibweise zu (Altenbach, 2018)

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C} \cdot \boldsymbol{\varepsilon}, \quad (4.6)$$

und in Komponentenschreibweise zu

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad (4.7)$$

transformiert. C_{ijkl} repräsentiert 81 Materialkoeffizienten des Steifigkeitstensors. Durch die Annahme der Symmetrie von Spannungskoeffizienten

$$\sigma_{kl} = \sigma_{lk} \quad (4.8)$$

und Verzerrungskoeffizienten

$$\varepsilon_{kl} = \varepsilon_{lk} \quad (4.9)$$

ergeben sich die Symmetrien von Materialkoeffizienten des Steifigkeitstensors

$$C_{ijkl} = C_{jikl} = C_{ijlk}. \quad (4.10)$$

Dadurch reduziert sich die Anzahl der unabhängigen Materialkoeffizienten auf 36. Mithilfe der Energiebilanz wird die folgende Symmetrie eingeführt (Altenbach, 2018):

$$C_{ijkl} = C_{klij}. \quad (4.11)$$

Die Anzahl der unabhängigen Materialkoeffizienten wird damit weiter auf 21 Komponenten reduziert. Um die Darstellung zu vereinfachen, wird an dieser Stelle die Voigt-Vektor-Matrix-Notation eingeführt (Voigt, 1928). Für Spannungen bedeutet dies, dass die Doppelindizes zu Einfachindizes $ij \rightarrow k$ werden. Damit folgt für alle

$$11 \rightarrow 1; 22 \rightarrow 2; 33 \rightarrow 3; 23, 32 \rightarrow 4; 31, 13 \rightarrow 5; 12, 21 \rightarrow 6.$$

Das Gleiche wird für die Verzerrungs- und Materialkoeffizientenindizes des Steifigkeitstensors durchgeführt. Die verallgemeinerten Beziehungen zwischen Spannungen und

Verzerrungen eines anisotropen elastischen Körpers, die wiederum in Form einer kontrahierten Vektor-Matrix-Notation geschrieben sind, haben eine symmetrische Matrix $\mathcal{C}$ in

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{14} & C_{24} & C_{34} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{15} & C_{25} & C_{35} & C_{45} & C_{55} & C_{56} \\ C_{16} & C_{26} & C_{36} & C_{46} & C_{56} & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix}. \quad (4.12)$$

Ein orthotropes Materialverhalten ist durch drei Symmetrieebenen gekennzeichnet, die zueinander orthogonal sind. Die Steifigkeitsbeziehung eines orthotropen Materials hat die folgende Struktur:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix}. \quad (4.13)$$

Ein orthotropes Material hat zwölf von null verschiedene und neun unabhängige Materialparameter. Die Kopplung von Spannung und Dehnung ist die gleiche wie bei isotropem Materialverhalten. Normalspannungen führen nur zu Dehnungen und Schubspannungen nur zu Scherdehnungen. Orthotropes Materialverhalten ist typisch für unidirektionale Lamine mit axialer Belastung.

Ein Materialverhalten wird als transversal isotrop bezeichnet, wenn es gegenüber einer beliebigen Drehung um eine bestimmte Achse invariant ist. Dieses Materialverhalten ist von besonderer Bedeutung bei der Modellierung von faserverstärkten Verbundwerkstoffen mit der Koordinatenachse in Faserrichtung und einem angenommenen isotropen Verhalten in Querschnitten orthogonal zur Faserrichtung. Diese Art des Materialverhaltens liegt zwischen isotrop und orthotrop. Die Steifigkeitsbeziehungen hängen von der Lage der Faserrichtung ab. Ein Beispiel für eine transversal isotrope Steifigkeitsbeziehung ist in der Gleichung 4.14 dargestellt. Dabei ist zu beachten, dass die Fasern

in x_1 ausgerichtet sind, die Richtungen x_2 und x_3 beide senkrecht zur Faserrichtung liegen und keine Vorzugsrichtung ausweisen:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(C_{22} - C_{23}) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix}. \quad (4.14)$$

Transversal isotropes Material hat zwölf Materialparameter, welche ungleich null sind; die Anzahl der unabhängigen Parameter reduziert sich dabei auf fünf im Vergleich zu orthotropem Material.

Materialverhalten wird als isotrop bezeichnet, wenn seine Eigenschaften unabhängig von der Wahl des Bezugssystems sind. Es gibt keine Vorzugsrichtungen, das heißt, das Material hat eine unendliche Anzahl von Ebenen und Achsen der Materialsymmetrie. Die Anzahl der unabhängigen Elastizitätsparameter wird auf zwei reduziert, was bei isotropem Materialverhalten zu folgender Steifigkeitsbeziehung führt:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix}, \quad (4.15)$$

mit $C = \frac{1}{2}(C_{11} - C_{12})$.

Weitere Informationen sind in einschlägiger Literatur zu finden (Altenbach et al., 2018; Altenbach, 2018; Lexcelent, 2016; Vannucci, 2018; Skrzypek u. Ganczarski, 2015).

Wird der Schichtenverbund als Zugstab abstrahiert, ergeben sich zwei Grenzfälle als parallel und in Reihe angeordneter Zugstäbe, siehe Abbildung 4.1.

Folgendes ist aus der Festigkeitslehre bzw. der Kontinuumsmechanik für 1D bekannt: die Spannung σ folgt aus der Beziehung zwischen Zugkraft F , welche an der Fläche A

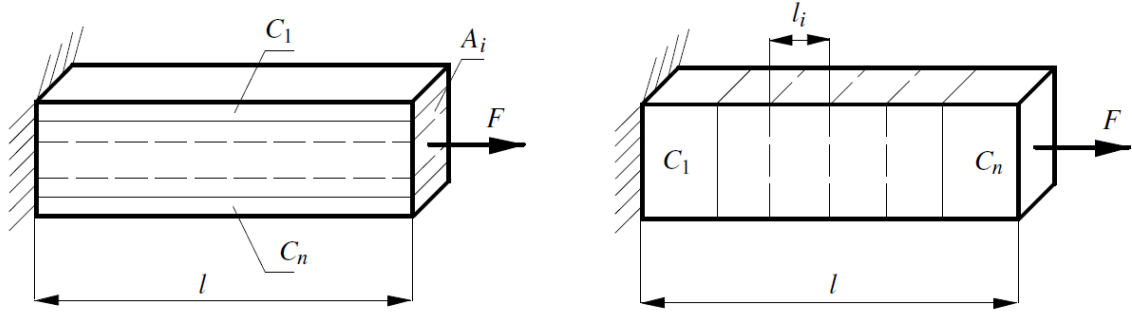


Abbildung 4.1: Parallel (links) und in Reihe (rechts) angeordneter Zugstab mit der Steifigkeit in Hauptrichtungen entlang der Kraft $C_i = E_i A_i$ nach (Altenbach et al., 2018).

angreift, oder aus der Elastizität E des Materials (Steigung der Geraden im elastischen Bereich) und Dehnung ε aufgrund der Spannungen:

$$\sigma = \frac{F}{A}, \quad \sigma = E\varepsilon. \quad (4.16)$$

Werden die Gleichungen aus 4.16 zusammengesetzt und umgeformt, folgen die Beziehungen für die Zugsteifigkeit EA und Zugnachgiebigkeit $(EA)^{-1}$:

$$\sigma A = F = EA\varepsilon, \quad \varepsilon = (EA)^{-1}F. \quad (4.17)$$

Für die parallele Anordnung gilt

$$F = \sum_{i=1}^n F_i, \quad A = \sum_{i=1}^n A_i, \quad \varepsilon = \varepsilon_i, \quad (4.18)$$

wobei F_i die Zugkräfte an den Flächen A_i sind und ε_i für den gesamten Querschnitt gleich ist. Mit den Gleichungen 4.17 und 4.18 folgen die Steifigkeit bzw. Nachgiebigkeit für den Zugstab in paralleler Anordnung der Schichten:

$$EA = \sum_{i=1}^n E_i A_i, \quad (EA)^{-1} = \frac{1}{\sum_{i=1}^n E_i A_i}. \quad (4.19)$$

Diese Methode der gleichen Dehnung wird oft als Voigt-Modell bezeichnet, das die obere Grenze der Steifigkeit darstellt. Für die Anordnung in Reihe gilt

$$\Delta l = \sum_{i=1}^n \Delta l_i, \quad F = F_i. \quad (4.20)$$

Dabei ergibt sich die Längenausdehnung des Stabes Δl durch die Addition der einzelnen Längenänderungen der Einzelteile des Stabes Δl_i mit der Länge l_i . Die Zugkraft ist für alle Querschnitte gleich. Mit $\Delta l = \varepsilon l$ folgt

$$\sum_{i=1}^n \Delta l_i = \left(\sum_{i=1}^n l_i (E_i A_i)^{-1} \right) F. \quad (4.21)$$

Damit kann die Zugsteifigkeit bzw. Zugnachgiebigkeit gebildet werden:

$$EA = \frac{l}{\sum_{i=1}^n l_i (E_i A_i)^{-1}}, \quad (EA)^{-1} = \frac{\sum_{i=1}^n l_i (E_i A_i)^{-1}}{l}. \quad (4.22)$$

Die Gleichung 4.22 wird als Reuss-Modell bezeichnet, was die Untergrenze der Steifigkeit darstellt.

4.2. Grundbegriffe der Wärme und des Wärmetransports

Wärme bezeichnet den Transfer thermischer Energie, welche die Grenze eines Systems aufgrund des Temperaturunterschiedes überschreitet (Baehr u. Kabelac, 2009). Dieser Vorgang wird als Wärmetransport bezeichnet. Laut dem zweiten Hauptsatz der Thermodynamik fließt die Energie stets in die Richtung niedrigerer Temperatur. Es gibt drei Arten des Wärmetransports: Wärmeleitung (auch Konduktion genannt), Wärmeübergang (auch Konvektion bekannt) und Wärmestrahlung. Ein Energietransport wird als Wärmeleitung bezeichnet, wenn zwischen den benachbarten Teilchen eines Werkstoffs ein Temperaturgradient vorliegt.

Die Wärmestromdichte $\dot{\mathbf{q}}$ ist ein orts- und zeitabhängiger Tensor erster Stufe und beschreibt den Transport der Energie in einem Stoff:

$$\dot{\mathbf{q}} = \dot{\mathbf{q}}(\mathbf{x}, t). \quad (4.23)$$

Dabei erfasst der Tensor der Wärmestromdichte im Sinne der Kontinuumsmechanik die Stärke, die Richtung und den Ort durch den Vektor $\mathbf{x}$, der auch von der Zeit t abhängen kann. Der infinitesimale Wärmestrom $d\dot{Q}$ ist definiert als Skalarprodukt zwischen dem Tensor der Wärmestromdichte $\dot{\mathbf{q}}$ und dem Einheitsvektor in Richtung der Flächennormalen $\mathbf{n}$ zum Flächenelement dA :

$$d\dot{Q} = \dot{\mathbf{q}}(\mathbf{x}, t) \cdot \mathbf{n} dA. \quad (4.24)$$

Die Temperatur ϑ hängt von dem Ort $\mathbf{x}$ und der Zeit t ab und bildet das Temperaturfeld ϑ :

$$\vartheta = \vartheta(\mathbf{x}, t). \quad (4.25)$$

Temperaturfelder, welche von der Zeit nicht abhängen, bezeichnet man als stationär. Bei den instationären Temperaturfeldern spielt die Zeit eine Rolle. Alle Punkte des Körpers, welche die gleiche Temperatur ϑ zu der Zeit t innehaben, bilden Isotherme. Dabei besitzt der Körper unterschiedliche Temperaturen zu gleichen Zeit. Diese isothermen Flächen bilden die Grenzen, welche den Körper in unterschiedliche Bereiche mit Temperaturen ϑ teilen. Die höchsten Temperaturunterschiede erfolgen in Normalenrichtung zu den Isothermen und sind durch den Temperaturgradienten $\text{grad}\vartheta$ wie folgt beschrieben:

$$\text{grad}\vartheta = \nabla\vartheta = \frac{\partial\vartheta}{\partial x}\mathbf{e}_x + \frac{\partial\vartheta}{\partial y}\mathbf{e}_y + \frac{\partial\vartheta}{\partial z}\mathbf{e}_z. \quad (4.26)$$

Dabei sind $\mathbf{e}_x, \mathbf{e}_y, \mathbf{e}_z$ die Einheitsvektoren der Koordinaten. Der Temperaturgradientenvektor steht senkrecht auf dem betrachteten Punkt der Isotherme und zeigt in Richtung des stärksten Temperaturanstiegs. Aus diesem Zusammenhang leitete Joseph Fourier das Grundgesetz der Wärmeleitung ab:

$$\dot{\mathbf{q}} = -\mathbf{\Lambda} \cdot \nabla\vartheta. \quad (4.27)$$

Das negative Vorzeichen berücksichtigt den zweiten Hauptsatz der Thermodynamik. Die Tensor $\mathbf{\Lambda}$, als Wärmeleitfähigkeit bezeichnet, hängt von der Temperatur ϑ und

dem Druck p ab. Die Wärmeleitfähigkeit ist ein Tensor zweiter Stufe und wird zu einem Tensor nullter Stufe für isotrope Werkstoffe. Um den Zusammenhang vereinfacht darzustellen, wird weiter nur die geometrisch eindimensionale Wärmeleitung betrachtet.

Die Kontinuitätsgleichung der Wärmeleitung beschreibt den Zusammenhang zwischen der Temperaturerhöhung $\Delta\vartheta$ und der zugeführten Wärmemenge

$$\dot{Q} = c\rho\Delta V\Delta\vartheta, \quad (4.28)$$

dabei ist c die spezifische Wärme (auch als spezifische Wärmekapazität bezeichnet) und ρ die Dichte des Materials im Volumenelement. Mit $\Delta V = A\Delta x$ und unter Berücksichtigung von

$$\dot{Q} = \frac{dQ}{dt} \quad \text{und} \quad \dot{q} = \frac{\dot{Q}}{A} \quad (4.29)$$

ergibt sich die eindimensionale Kontinuitätsgleichung für die innere Energie zu

$$c\rho\frac{\partial\vartheta}{\partial t} + \frac{\partial\dot{q}}{\partial x} = 0. \quad (4.30)$$

Mit $\dot{q}(x, t) = -\Lambda\frac{\partial\vartheta}{\partial x}$ als eindimensionaler Sonderfall der Gleichung 4.27 ergibt sich die eindimensionale Wärmeleitungsgleichung

$$\frac{\partial\vartheta}{\partial t} = \frac{\Lambda}{c\rho} \frac{\partial^2\vartheta}{\partial x^2}. \quad (4.31)$$

Die Erweiterung der Gleichung 4.31 auf die drei Raumrichtungen erfolgt durch die Addition der partiellen Ableitung von Temperatur ϑ nach y und z zu

$$\frac{\partial\vartheta}{\partial t} = \frac{\Lambda}{c\rho} \left(\frac{\partial^2\vartheta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2\vartheta}{\partial y^2} + \frac{\partial^2\vartheta}{\partial z^2} \right). \quad (4.32)$$

Das Produkt $c\rho$ entspricht der sogenannten volumetrischen spezifischen Wärmekapazität c_{vol} . Im Gegensatz dazu steht c für die massenbezogene spezifische Wärme (wird üblicherweise in der Literatur als spezifische Wärme bezeichnet). $\frac{\Lambda}{c\rho}$ wird auch als Temperaturleitfähigkeit κ bezeichnet.

Die Wärmeleitfähigkeit Λ beschreibt, wie viel Wärmeenergie bei einer gegebenen Temperaturdifferenz durch einen Werkstoff transportiert werden kann. Die Temperaturleitfähigkeit κ beschreibt die Geschwindigkeit, mit der sich die Temperaturdifferenzen innerhalb eines Stoffs ausgleicht. Im allgemeinen anisotropen Fall wird die Wärmeleitfähigkeit als Matrix dargestellt:

$$\Lambda = \begin{pmatrix} \Lambda_{xx} & \Lambda_{xy} & \Lambda_{xz} \\ \Lambda_{yx} & \Lambda_{yy} & \Lambda_{yz} \\ \Lambda_{zx} & \Lambda_{zy} & \Lambda_{zz} \end{pmatrix}. \quad (4.33)$$

Dabei gilt für die Determinante $\det(\Lambda) = \det[\Lambda_{ij}] \neq 0$. Für die eindimensionale Wärmeleitung ist Λ ein Skalar. Für die Wärmeleitung in den Hauptrichtungen ist nur die Spur, also $\Lambda_{xx}, \Lambda_{yy}, \Lambda_{zz}$, mit Werten $\neq 0$ besetzt: beim isotropen Werkstoff gilt $\Lambda_{xx} = \Lambda_{yy} = \Lambda_{zz}$. Alle anderen Stellen haben den Wert 0.

4.3. Fazit zu den theoretischen Grundlagen

Durch die grundlegenden Beschreibungen der mechanischen, thermischen und thermomechanischen Eigenschaften wurde eine Methode zur Charakterisierung schichtweise hergestellter Komponenten entwickelt. Die drei- und eindimensionale Beziehung wurde durch die Tensorschreibweise präzise dargestellt und beschrieben. Dieses Verfahren liefert ingenieurtechnische Erkenntnisse für die Herstellung additiv gefertigter Bauteile. Durch die Verwendung von Tensorschreibweisen wird die Zuordnung und Beschreibung komplexer Materialeigenschaften erleichtert, insbesondere in der Mechanik. Diese methodische Herangehensweise unterstützt die Entwicklung und Optimierung additiv hergestellter Komponenten für verschiedene Maschinenbauanwendungen (H18).

5. Material und Probenherstellung

In diesem Kapitel wird der verwendete Werkstoff beschrieben sowie auf die Besonderheiten des Herstellungsprozesses eingegangen.

5.1. Durchgeführte Vorarbeiten

In der Arbeit wurden zwei Themen erörtert: das allgemeine Ergebnis der Streifenstrategie und der Vergleich mit der sektionalen Belichtung. Bei dünnwandigen Teilen führte die Standard-Streifenstrategie zu großen Abweichungen. Die Röntgenbeugungsergebnisse zeigten eine Bildung von tetragonalem Martensit ohne signifikante Höhenabhängigkeit in diesen dünnwandigen Proben, was gegen eine Martensitschrumpfung aufgrund von Anlassprozessen spricht. Dies erschwerte die Bewertung der Röntgenbeugungsmessungen von Eigenspannungen. Hinsichtlich der Maßhaltigkeit zeigte die Untersuchung der sektionalen Strategie deutlich bessere Ergebnisse hinsichtlich der Konkavität der Außenfläche und eine Verbesserung der Durchmesserabweichung um bis zu 81 % im Vergleich zur Streifenstrategie. Eine Prozessparameterstudie wurde durchgeführt. Dabei wurden die Schliffe der Proben sowie die Porosität ausgewertet, siehe Abbildung 5.1. Zur Verbesserung der Maßhaltigkeit sollte die Skalierung an dünnwandige Bauteile angepasst werden. Zur Erreichung dieses Ziels muss die spezifische Skalierung an andere Punkte wie Geometrie und Maschinenparameter angepasst werden. Unter Anwendungsaspekten nimmt die Akzeptanz der AM von Metallbauteilen mit der geometrischen Genauigkeit zu. Die für die Anwendung erforderliche Genauigkeit wird bereits bei mehreren Bauteilen erreicht. Mit zunehmender Funktionalität der additiv gefertigten Bauteile steigen die Anforderungen an die Maßhaltigkeit. Diese kann bisher nur in Grenzen erreicht werden und führt häufig zur Notwendigkeit einer mechanischen Nachbearbeitung (Tomas et al., 2020).

In dieser Studie wurde die Anisotropie in der Ebene in Abhängigkeit von der Prozessführung an den Zugproben aus dem Edelstahl 316L bzw. 1.4404 untersucht. Es wurde gezeigt, dass eine leichte Änderung in den Parametersätzen, in diesem Fall unter den

empfohlenen Parametersätzen des Maschinenherstellers, das Materialverhalten erheblich verändern kann, obwohl die am häufigsten geprüften Qualitätskriterien (das sind die relative Dichte und die Oberflächenhärte) ähnlich sind, siehe Abbildung 5.2. Für die Anisotropie in der Ebene wurde festgestellt, dass nur die linear-elastischen Eigenschaften und die Bruchdehnung beeinflusst wurden, während die Zugfestigkeit stabil blieb. Die Erhöhung des Drehwinkels in der Belichtungsrichtung der nachfolgenden Schichten und dem Begrenzungsfenster zeigte, dass diese beiden Parameter genutzt werden können, um die inhärente Anisotropie additiv gefertigter Bauteile zu erreichen (Hitzler

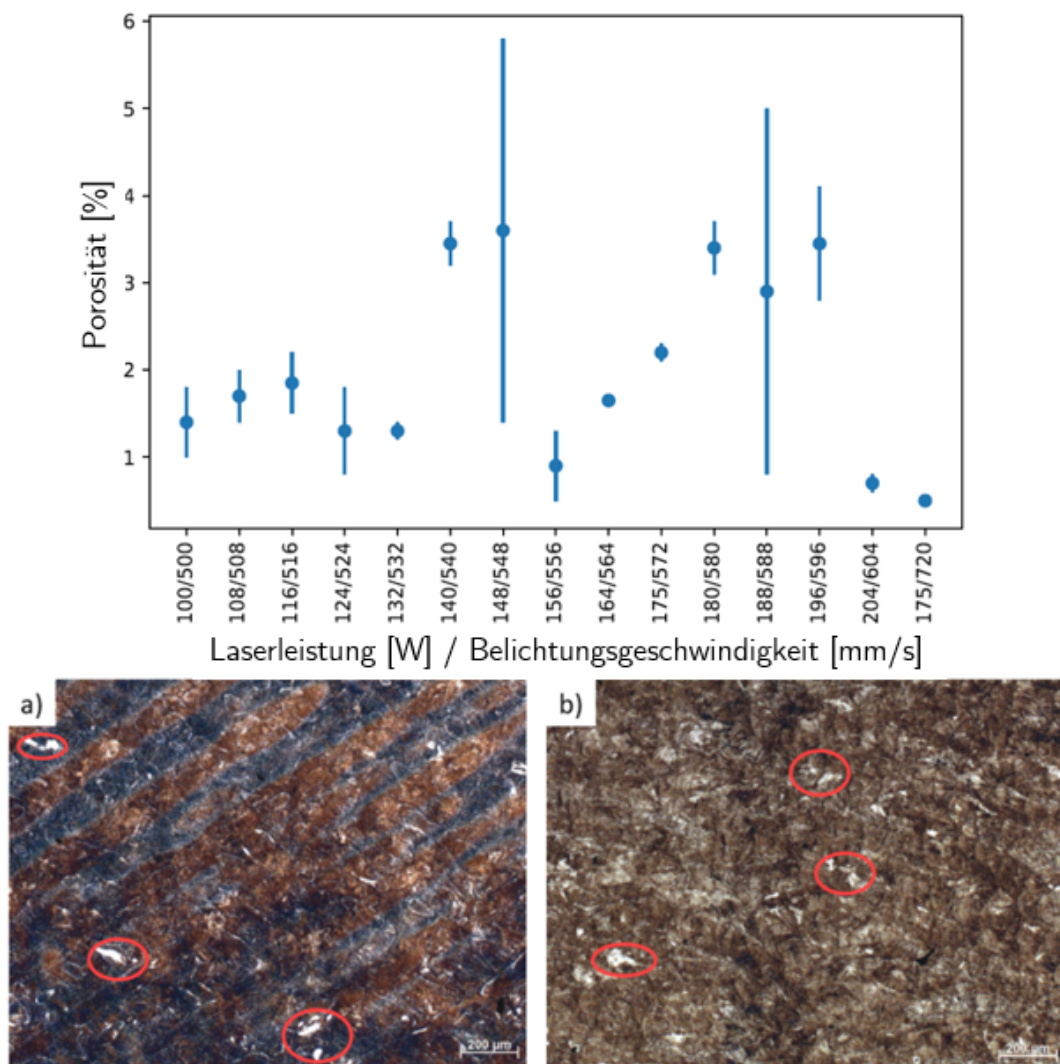


Abbildung 5.1: Porosität von unterschiedlichen Kombinationen aus Laserleistung und Belichtungsgeschwindigkeit sowie Schliffbilder des Werkzeugstahls 1.2344 mit Porosität im Gefüge:(a) in der xy-Ebene, (b) in xz-Ebene (Tomas et al., 2020).

et al., 2018a).

Diese Arbeit hat gezeigt, dass ein faltungsbasiertes neuronales Netzwerk zur Erkennung und Identifizierung von Defekten während des Druckprozesses mit einer durchschnittlichen balancierten Genauigkeit von 96,80 % erreicht wird. Dieses Modell ist kompakt und einfach zu berechnen, um eine zügige Erstellung und Schulung ohne die leistungsstarke Hardware zu gewährleisten. Für das Training und die Tests wurden thermische Bilder zur Überwachung des Druckprozesses von Stahlproben aufgenommen. Geometri-

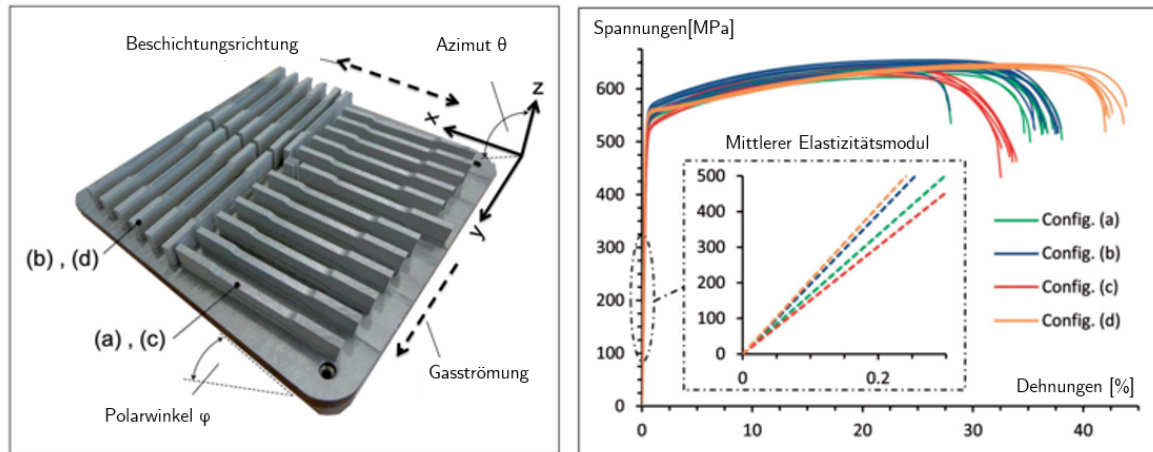


Abbildung 5.2: Konfigurationen und Ergebnisse des Zugversuchs im Vergleich zu der Position auf der Substratplatte (Hitzler et al., 2018a).

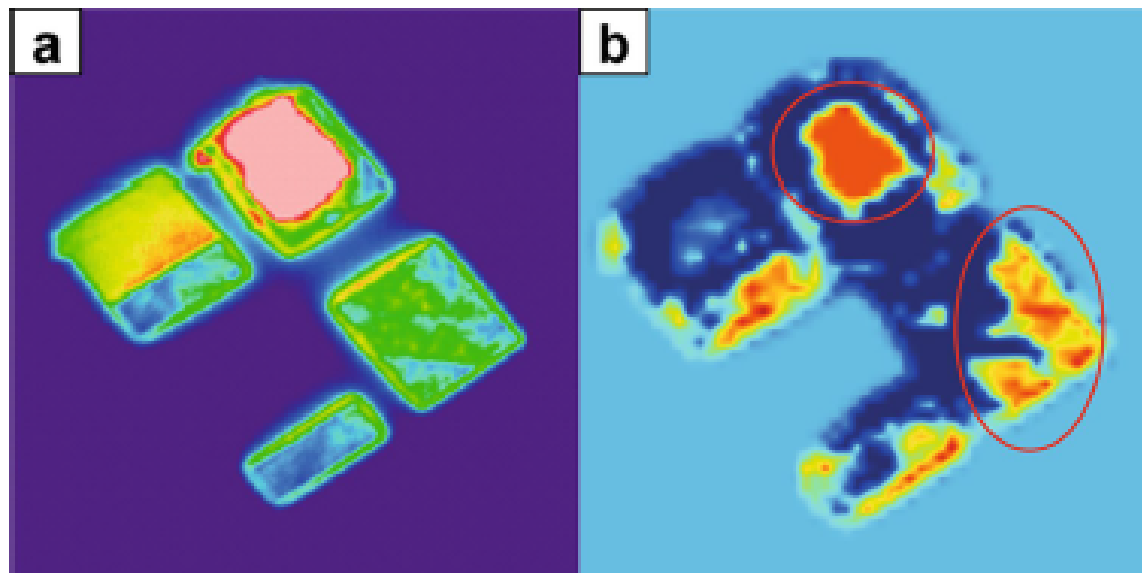


Abbildung 5.3: (a) Thermografiebild aus dem Prozess, (b) Heatmap von der KI zeigt die Veränderungen an (Baumgartl et al., 2020).

sche Formstabilität, Delamination und Spritzer wurden für das Training des Netzwerks ausgewählt. Zusätzlich zur Bestimmung der Fehlerart und -position ist das KI in der Lage, eine Heatmap zu erstellen, siehe Abbildung 5.3. Dieses Modell eignet sich hervorragend zur Erkennung von Fehlern in L-PBF-Prozessen, auf andere Fehlerarten, Materialsysteme und geometrische Formen übertragen werden kann. Dieses Modell basiert auf einer einzigen Informationsquelle und ist leicht auf andere Fehlerarten und Materialien umsetzbar, ohne dass zusätzliche Auswertungen mit teuren und zeitaufwendigen Methoden wie Röntgen oder Computertomografie durchgeführt werden müssen (Baumgartl et al., 2020).

5.2. Werkstoff

Um die Materialeigenschaften best möglichst zu begreifen, ist es von Bedeutung, die Zusammenhänge zwischen dem Prozess und den Bauteilen gut zu verstehen. Die Analysemethoden beinhalten unter anderem Dichtemessung, Mikroskopie und die Untersuchung der mechanischen sowie thermischen Eigenschaften. Die Fertigung der Proben erfolgt im metallischen 3D-Druck mit einer SLM 280 HL-Anlage (SLM Solution Group AG, Lübeck). Diese verfügt über einen Bauraum von $280\text{ mm} \times 280\text{ mm} \times 350\text{ mm}$ und ist mit einem 400 W YLR-Faserlaser ausgestattet. Der komplette Prozess findet unter einer Schutzgasatmosphäre statt, wahlweise mit Argon oder Stickstoff. Die Bauplattform beinhaltet bei dieser Anlage eine Heizvorrichtung mit bis zu 200°C . Außerdem bietet die Software viele Möglichkeiten, um die Anlage mit spezifischen Parametern nach jeweiligem Bedarf in der Eigenentwicklung zu steuern und zu variieren. Eine Besonderheit stellt die Hochtemperaturheizung dar, die eine Prozesstemperatur bis zu 650°C im Betrieb und 800°C im Leerlauf vorsieht.

Es stehen viele unterschiedliche metallische Werkstoffe als Pulver mit umfangreichen Parametern zur Verfügung, unter anderen auch die Aluminiumlegierung AlSi10Mg. Dabei handelt es sich um eine härtbare Legierung auf Aluminiumbasis mit einer Dichte von ca. $2,68\text{ g cm}^{-3}$. Die Luft- und Raumfahrt sowie die Automobilindustrie setzen die Legierung ein, weil diese leicht verarbeitbar ist, gute Korrosionsbeständigkeit aufweist und den Einsatz hoch beanspruchter Teile ermöglicht. Die Hauptbestandteile der Legierung sind Aluminium, Silizium und Magnesium. Tabelle 5.1 zeigt die chemische Zusammensetzung des verwendeten Pulvers. Die Herstellung des Metallpulvers erfolgt durch Gasverdüsung. Dabei wird flüssiges Metall mit Hochdruck durch eine Säule geführt und durch einen Inertgasstrahl in feine Tröpfchen geteilt. Dabei erhalten die Pulverpartikel die benötigten Eigenschaften wie sphärische Partikelform und eine

Partikelgröße zwischen 20 μm und 63 μm . Außerdem muss jedes Partikel die genaue chemische Zusammensetzung (Tabelle 5.1) aufweisen.

Tabelle 5.1: Chemische Zusammensetzung des Aluminiumpulvers AlSi10Mg in Massenanteilen %.

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Rest	10,10	0,55	0,05	0,45	0,30	0,10	0,15

5.3. Probenherstellung

Die Prozessparameter für den metallischen 3D-Druck mit SLM 280 HL sind in Tabelle 5.2 dargestellt. Die Druckparameter zeigen eine relative Dichte größer 99 % mit der Streifenbelichtung mit Rotation des Belichtungswickels und mit der Schichtdicke 30 μm an. Mit der Laserleistung von 350 W, der Belichtungsgeschwindigkeit 1650 mm s^{-1} , dem Hatchabstand 130 μm und der Schichtdicke 30 μm ergibt sich die Volumetric Energy Density (VED) von 46,8 J mm^{-3} . Stickstoff dient als Schutzgas während des Prozesses. Alle Proben wurden mit der Beheizung auf 200 °C hergestellt, um Eigenspannungen zu reduzieren. Üblicherweise ist die Belichtungsfläche bzw. Belichtungsvolumen in drei Bereiche Kern, Rand und sogenannte Fill (Bereich zwischen Kern und Rand) unterteilt. Für jeden Bereich werden unterschiedliche Parameter benutzt. Die in Tabelle 5.2 dargestellten Prozessparameter beschreiben die Belichtung des Kerns. Es erfolgt kein Druck von Rand und Fill. Dadurch müssen die Proben nachbearbeitet werden und haben ein Aufmaß von von einigen Millimetern auf jeder Seite.

Tabelle 5.2: Parameter für die Probenfertigung mit der SLM 280 HL-Anlage.

Beschreibung	Parameter
Laserleistung	350 W
Laserdurchmesser (im Fokuspunkt)	80 μm
Belichtungsgeschwindigkeit	1650 mm s^{-1}
Abstand zwischen den Bahnen (hatch)	130 μm
Länge des Scan-Vektors	10 mm
Schichtdicke	30 μm
Schutzgas	Stickstoff

Um die Arbeitshypothese zu überprüfen, erfolgt die Belichtung der Proben unidirektional. Dies bedeutet, der Rotationswinkel zwischen den Schichten wird nicht verändert

und bleibt somit über die Probe konstant. Der Winkel variiert zwischen einzelnen Proben um 15° . Die Beschichtung mit Pulver erfolgt entlang der Proben, dabei strömt das Gas die Proben von der Seite senkrecht zu der Beschichtungsrichtung an, siehe Abbildung 5.4. Damit ergibt sich die Belichtung bei 0° parallel zur Gasströmung und bei 90° als Senkrechte.

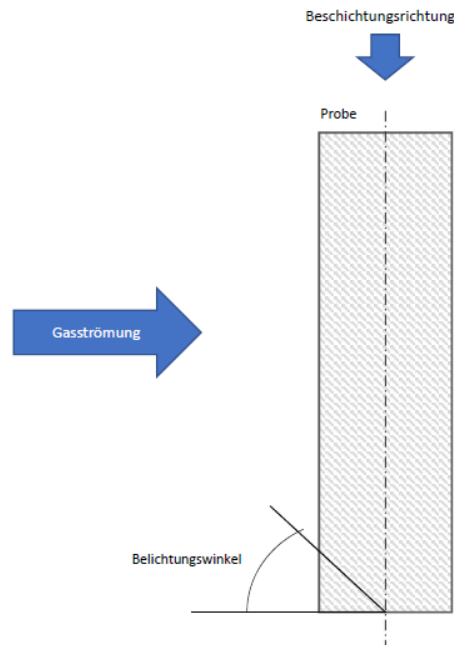


Abbildung 5.4: Design der Belichtungsstrategie für die additive Herstellung der Proben.

Für die analytischen Untersuchungen stehen zwei Probenarten bereit. Bei der mechanischen zerstörenden Prüfung werden die Proben nach DIN 50125 Form E (Flachzugproben) hergestellt (DIN 50125:2022-08, 2022). Die Analyse der Bruchfläche erfolgt nach dem mechanischen Versuch. Zur Bestimmung der thermischen Eigenschaften eignen sich zylindrische Proben mit 20 mm Durchmesser und einer minimalen Länge von 50 mm. Zusätzlich werden diese Proben für die Dichtemessung eingesetzt. Mikroskopische Untersuchungen erfolgen für beide Arten.

Für die Analyse werden liegende sowie stehende Proben gedruckt. Abbildung 5.5 veranschaulicht die Position der Proben auf der Bauplatzform sowie die einzelnen Bezeichnungen. Für die Bezeichnung der liegenden Proben werden die Richtung der Belastungsachse auf der Bauplatzform sowie der Winkel der Belichtung herangezogen, siehe Tabelle 5.3. Beispielsweise ist die Probe y0 an der y-Achse des Bauraumes ausgerichtet und mit einem Scanwinkel von 0° belichtet, siehe Abbildung 5.5. Die stehenden Proben haben zwei Buchstaben in der Bezeichnung, siehe Tabelle 5.4. Der Buchstabe z bei zy0 bedeutet, dass die Proben stehend auf der Bauplatzform gedruckt wurden. Die

Belichtung erfolgte wie bei der Probe y0. Bei stehenden Proben wird zwischen Zugproben und Proben zur Messung der thermischen Eigenschaften unterschieden, weil bei den zylindrischen Proben kein Unterschied aufgrund des Messverfahrens zwischen unterschiedlichen Belichtungswinkeln besteht. Somit haben diese nur die Bezeichnung zy0 und zy90.

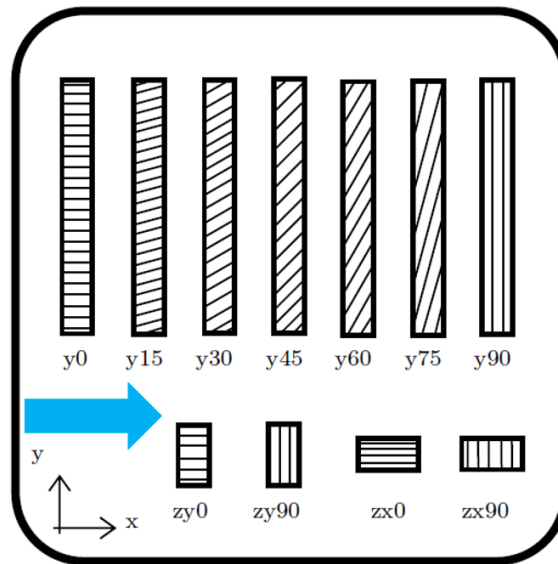


Abbildung 5.5: Probennomenklatur für die Untersuchungen der Eigenschaften, der blaue Pfeil zeigt die Gasstromrichtung an.

Tabelle 5.3: Nomenklatur der liegenden Proben.

Bezeichnung	y0	y15	y30	y45	y60	y75	y90
Orientierung	y	y	y	y	y	y	y
Belichtungswinkel	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°

Tabelle 5.4: Nomenklatur der stehenden Proben.

Bezeichnung	zy0	zy90	zx0	zx90
Orientierung	y	y	x	x
Belichtungswinkel	0°	90°	0°	90°

Die Qualität des Prozesses wird zusätzlich mithilfe der Würfelproben untersucht, siehe Abbildung 5.6. Es Nach dem Abtrennen von der Bauplattform mittels Metallsäge werden diese durch Fräsen oder Drehen nachbearbeitet.

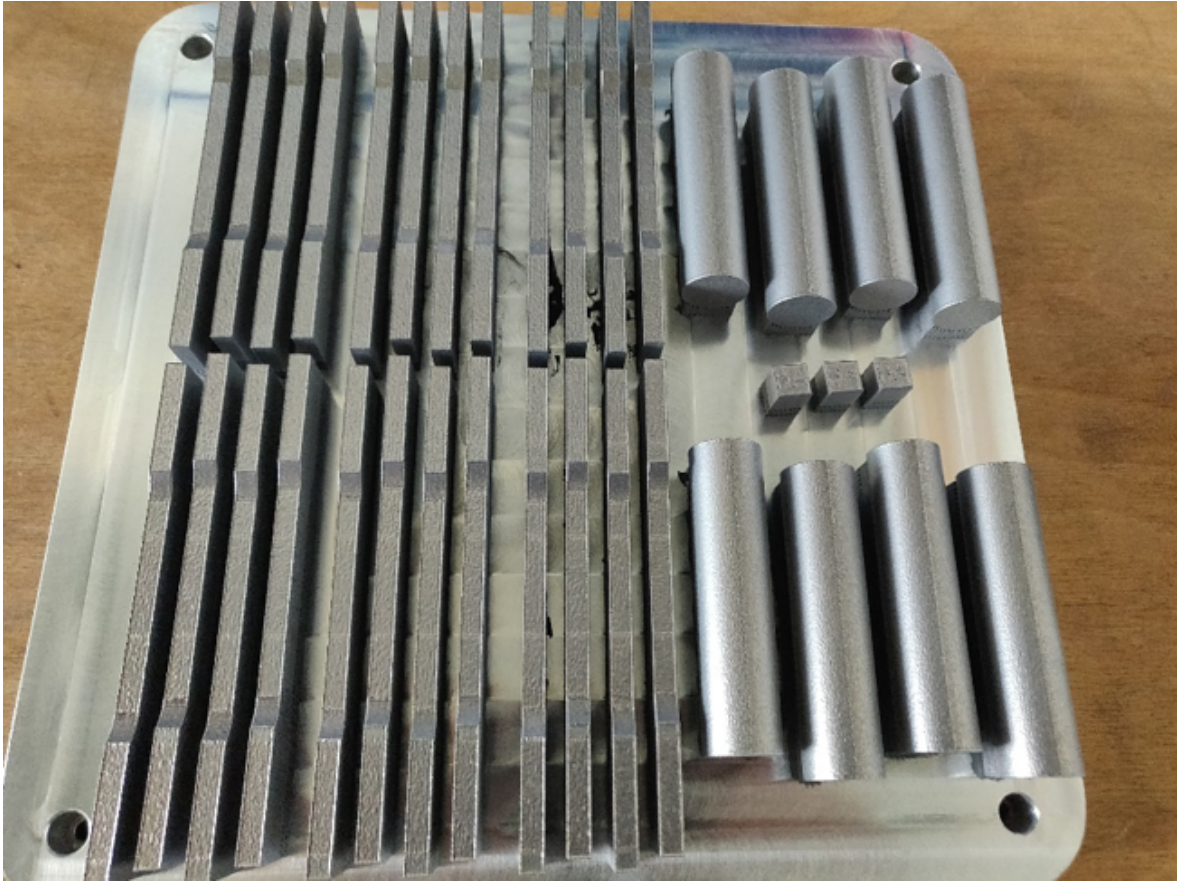


Abbildung 5.6: Gedruckte Proben auf der Bauplattform (links: Zugproben, rechts: Probe zur Messung der thermischen Eigenschaften).

5.4. Fazit zu Material und Probenherstellung

AlSi10Mg wird in der Industrie und Forschung für additiv gefertigte Bauteile aufgrund seiner guten Verarbeitbarkeit und Korrosionsbeständigkeit verwendet. Als Werkstoff bietet es eine breite Anwendungspalette in verschiedenen Industriezweigen. In Verbindung mit AM ermöglicht es präzise Studien zur Materialcharakterisierung und Prozessoptimierung. Die Verwendung von AlSi10Mg in Forschungsproben trägt zur Weiterentwicklung und Validierung additiver Fertigungstechnologien bei. Die Vielseitigkeit dieser Aluminiumlegierung macht zu einem Schlüsselwerkstoff für innovative Entwicklungen in der additiven Fertigungsforschung (Teilaspekt H4).

Die Herstellung unidirektionaler Proben verlief problemlos unter Verwendung der Standardparameter im generativen Prozess. Aufgrund positiver Erfahrungen waren weder thermische noch mechanische Nachbearbeitungen erforderlich. Dennoch besteht Bedarf an weiterer Forschung, um das volle Potenzial dieser Proben in Bezug auf Qualität und Anwendungsbereiche zu erschließen (Teilaspekt H7).

Die Hypothese H4 wird verifiziert, während die Hypothese H7 nur teilweise bestätigt werden kann.

6. Gefügecharakterisierung

In den folgenden Unterkapiteln werden das Gefüge sowie die Dichte der Proben besprochen, anschließend die mechanischen Eigenschaften. Danach wird auf die Ergebnisse der Messung der thermischen Eigenschaften eingegangen.

6.1. Dichtemessung

Die Dichtemessung erfolgt nach dem archimedischen Prinzip (siehe Kapitel 3.1). In Tabelle 6.1 sind die Ergebnisse der Messungen sowie die Standardabweichung (STDW) aufgelistet. Es zeichnet sich kein Unterschied zwischen den Belichtungsstrategien ab, bis auf die Probe y0, bei der die Dichte fast um $0,01 \text{ g cm}^{-3}$ kleiner ist als die restlichen. Die mittlere Dichte liegt bei $2,6545 \text{ g cm}^{-3}$. Dadurch ergibt sich eine mittlere relative Dichte von 99,42 %. Diese befindet sich somit im angestrebten Bereich der relativen Dichte größer als 99 %.

Tabelle 6.1: Ergebnisse der archimedischen Dichtemessung.

Bezeichnung	Dichte ρ [g/cm ³]	STDW
y0	2,6485	$\pm 3,0 \cdot 10^{-3}$
y15	2,6565	$\pm 2,0 \cdot 10^{-3}$
y30	2,6529	$\pm 2,0 \cdot 10^{-3}$
y45	2,6568	$\pm 3,0 \cdot 10^{-3}$
y60	2,6542	$\pm 1,0 \cdot 10^{-3}$
y75	2,6560	$\pm 2,0 \cdot 10^{-3}$
y90	2,6525	$\pm 2,0 \cdot 10^{-3}$
zy0	2,6559	$\pm 2,0 \cdot 10^{-3}$
zy90	2,6570	$\pm 3,0 \cdot 10^{-3}$

6.2. Gefüge

Während des Druckprozesses können grundsätzlich Bindungsfehler und Poren entstehen. Die üblichen Belichtungsstrategien sind davon genauso betroffen wie die unidirektionale Belichtung. Abbildung 6.1 zeigt am Beispiel der Probe y90 verschiedene Fehler, die während des Bauprozesses aufgetreten sind. In der Abbildung 6.1(a) sind zwei unterschiedliche Fehler sichtbar: Dies sind zum einen Gasporen, runde Fehler im Gefüge, die durch Einschlüsse von Wasserstoff entstehen, welche aus der Feuchtigkeit im Pulver resultieren. Zum anderen sind Bindungsfehler (Lack of Fusion (LoF)) erkennbar, welche das ungeschmolzenes Pulver beinhalten können. Zusätzlich sind die einzelnen Schmelzbahnen in der yz-Ebene sichtbar, siehe Abbildung 6.2, welche durch die unidirektionale Belichtung entstehen. Die sogenannten Keyhole-Poren (Dampfkapillare, mit Metaldampf gefüllter, schlauchförmiger Hohlraum) entstehen durch Instabilität der Schmelze, die auf eine schnelle Erstarrung des Metalls ohne vollständige Füllung der Spalten mit geschmolzenem Metall zurückzuführen sind (Xiao u. Zhang, 2014). Abbildung 6.1(b) weist diese Poren auf. Dabei sind feine und grobe Körner gut sichtbar. Die Mikrostruktur ist in der Abbildung 6.1(c) dargestellt.

Bei einem konventionellen AlSi10Mg-Gießverfahren bricht der Silizium-Mischkristall in Aluminium bei langsamer Abkühlung leicht auf und Silizium scheidet sich in Form relativ grober Partikel aus. Im Allgemeinen erhält man eine kontinuierliche eutektische Struktur aus Aluminium und Silizium sowie fein verteiltes primäres α -Al. Dem Phasendiagramm zufolge ist das Gefüge durch α -Al-Dendriten in einer eutektischen Matrix aus α -Al und nanometrischen Silizium-Teilchen charakterisiert (Zhang, 2004). Das L-PBF-Verfahren erzeugt eine einzigartige Mikro- und Makrostruktur in den AlSi10Mg-Bauteilen, die auf das wiederholte extrem schnelle Aufschmelzen und die anschließende rasche Abkühlung des Materials zurückzuführen ist. Der Kern des Schmelzbads ist

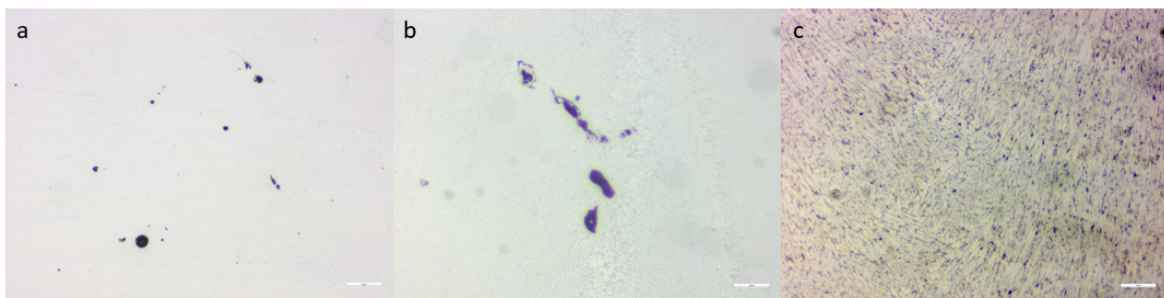


Abbildung 6.1: Schliffbilder der Probe y90: (a) Porosität und Bindungsfehler, yz-Ebene; (b) Keyhole-Poren zwischen einzelnen Schweißbahnen, xy-Ebene; (c) Mikrostruktur, xz-Ebene.

durch ein feines Gefüge gekennzeichnet, während die Körner zur Grenze des Schmelzbads hin gröber und länglicher werden, statt gleichmäßig zu verlaufen. Diese Vergrößerung ist auf die längere Verweildauer der hohen Temperaturen zurückzuführen, da die Überlappung zweier benachbarter Schmelzbäder zu einer langsameren Erstarrungsgeschwindigkeit führt.

Abbildung 6.2 zeigt die geätzten Schliffbilder der Probe y90 von drei Seiten (x-, y-, z-Richtung des Bauraumes). Die einzelnen Schweißlinien (Belichtungsbahnen) sind gut erkennbar. Es wird sofort deutlich, dass die einzelnen Bahnen übereinander liegen. Die hellen Stellen zwischen den Belichtungsbahnen repräsentieren ausgeschiedenes Silizium. Eine noch bessere Darstellung bietet Abbildung 6.3 mit einer 2000-fachen Vergrößerung, hier sind auch einzelne Körner erkennbar.

Dabei sind zwei unterschiedliche Mikrostrukturen zu beobachten: eine zellulär-dendritische Struktur aus α -Al und ein Netzwerk aus der eutektischen Si-Phase entlang der die α -Al-Phase umgebenden Grenze. Die durch TEM-Analyse gemessenen Abmessungen der zellulären Al-Dendriten betragen 500 nm, welches viel geringer ist als beim Guss (Lam et al., 2015). Weitere wichtige Aspekte des Schmelzprozesses sind die gerichtete Abkühl-

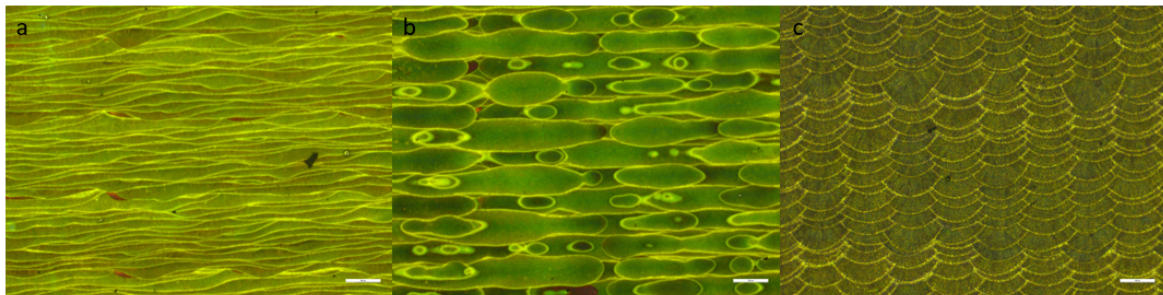


Abbildung 6.2: Schliffbilder der Probe y90, geätzt: (a) yz-Ebene; (b) xy-Ebene; (c) xz-Ebene.

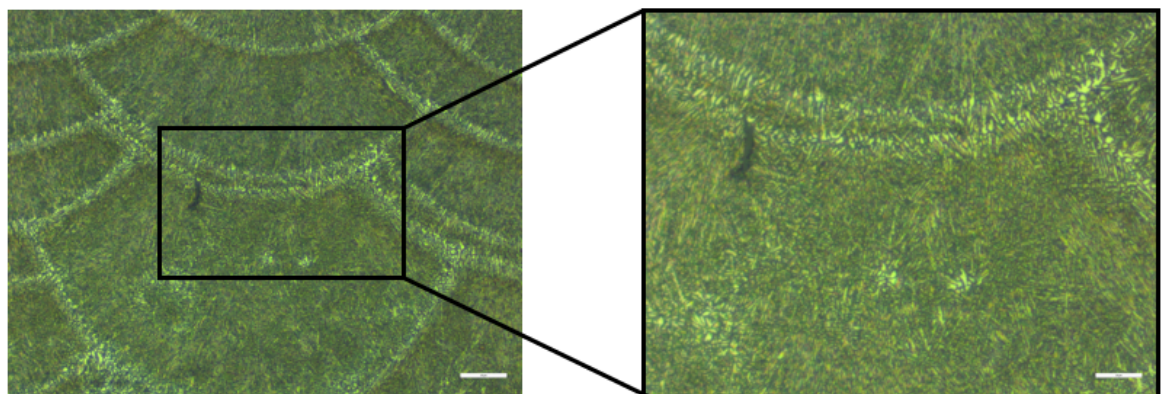


Abbildung 6.3: Mikrostruktur der geätzten Proben bei 1000-facher Vergrößerung.

lung und die schnelle Erstarrung, die beide einen großen Einfluss auf die Mikrostruktur der L-PBF-Teile haben.

Ein Effekt der gerichteten Erstarrung im Schmelzbad ist die Bildung einer kristallografischen Textur im Inneren des Materials. Es zeigt sich, dass bei der Erstarrung des Materials die bevorzugte Wachstumsrichtung der Körner entlang der $\langle 100 \rangle$ -Kristallrichtung in Richtung der Schmelzbadmittellinie, das heißt in Baurichtung bzw. z-Richtung des Bauraumes verlief (Thijs et al., 2013). Dies führt zu den höheren Härten der Bauteile.

In Abbildung 6.4 sind die geätzten Schliffbilder senkrecht zur Belastungsachse (z. B. ist dies beim Zugversuch die Zugachse) dargestellt. Ab der Probe y15 wird der Abstand zwischen einzelnen Schweißbahnen kleiner, bis zum Minimum bei y90. Für die stehenden Proben ist zy90 repräsentativ. Die Proben zy0 unterscheiden sich von den Proben zy90 um eine 90°-Drehung.

6.3. Fazit zur Gefügecharakterisierung

Die relative Dichte der unidirektionalen Proben, hergestellt mit speziell entwickelten Parametern für die Laserwinkelrotation, übertrifft das 99%-Niveau. Aluminiumlegierungen, aufgrund ihrer Eigenschaften wie dem Verhältnis von Masse zu Steifigkeit und ihrer Handhabbarkeit, werden in der Industrie weit verbreitet eingesetzt. Die erfolgreiche Herstellung hochdichter Proben mit angepassten Parametern zeigt das Potenzial der additiven Fertigungstechnologie für die Produktion hochwertiger Bauteile aus Aluminiumlegierungen. Diese Ergebnisse legen nahe, dass hieran anknüpfende Untersu-

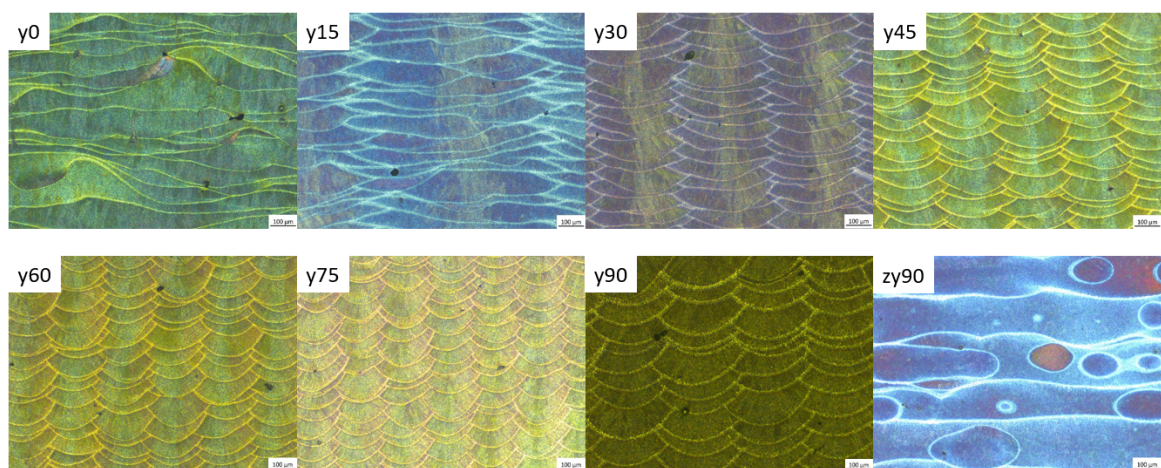


Abbildung 6.4: Schliffe der Proben senkrecht zu der Belastungsachse.

chungen die Anwendungsbereiche und Effizienz dieser Herstellungsmethode erweitern könnten. (Teilaspekt H4).

Für die Bewertung makroskopischer Bauteileigenschaften dienen Volumen und Masse als Grundlage. Die relative Dichte wird als Bewertungskriterium verwendet und identifiziert Poren, die während des 3D-Druckprozesses als Materialfehler auftreten. Diese Methode ermöglicht eine präzise Charakterisierung der Bauteilqualität und unterstützt die Identifizierung potenzieller Defekte. Die Berücksichtigung der relativen Dichte trägt zur Verbesserung additiver Fertigungsprozesse bei, indem sie auf mögliche Fehlerquellen hinweist und die Qualitätssicherung optimiert (H8).

Trotz einer hohen relativen Dichte zeigen Schliffbilder der Proben Fehler wie Keyhole-Effekte, Lunker und Gaseinschlüsse. Die Ausrichtung der Schmelzbahnen ist im Schliff sichtbar, ebenso wie Si-Auslagerungen am Rand. Diese Ergebnisse verdeutlichen, dass die Makrostruktur von additiv gefertigten Bauteilen trotz hoher Dichte Defekte aufweisen kann. Die Identifikation solcher Fehler ist entscheidend für die Qualitätskontrolle und die Weiterentwicklung der additiven Fertigungstechnologie. Weitere Forschung ist erforderlich, um die Ursachen dieser Mängel zu verstehen und deren Auswirkungen auf die Bauteilintegrität zu bewerten (H9).

Die hochdichten, unidirektionalen Proben, hergestellt mit speziellen Laserwinkelrotationsparametern, übertreffen das 99 %-Niveau, was das Potenzial der AM für hochwertige Aluminiumbauteile unterstreicht. Die Bewertung makroskopischer Bauteileigenschaften durch Volumen und Masse sowie die Identifizierung von Poren mittels relativer Dichte verbessern die Qualitätssicherung und zeigen potenzielle Fehlerquellen auf. Obwohl die Proben eine hohe relative Dichte aufweisen, zeigen Schliffbilder dennoch Fehler wie Keyhole-Effekte und Gaseinschlüsse, was die Notwendigkeit weiterer Forschung zur Defektursache und deren Auswirkungen betont. Damit wurden die Hypothesen H4, H8 und H9 bestätigt.

7. Charakterisierung mechanischer Eigenschaften

Ein Verbundwerkstoff ist ein dreidimensionaler komplexer Verbund, deraus mehreren Materialschichten besteht. Die Dicke der Schichten kann unterschiedlich sein wie z. B. bei einem sogenannten Sandwich, oder gleich wie z. B. bei Verbundstahl beim Schmieden von Schneidwerkzeugen. Außerdem können die Schichten aus gleichen oder verschiedenen Werkstoffen bestehen. Bauteile, welche additiv hergestellt sind, weisen gleichmäßige Lagen aus dem gleichem Werkstoff mit unterschiedlicher Ausrichtung der Belichtungsrichtung auf. Durch die geringe Dicke der einzelnen Lagen (üblicherweise 30 μm bis 100 μm) gegenüber Breite und Länge können diese zweidimensional vereinfacht dargestellt werden.

7.1. Ergebnisse der Versuche

Abbildung 7.1 zeigt einen Bruch nach dem Zugversuch in der Versuchseinrichtung. Der Bruchverlauf ist bei 45° und für alle Proben gleich, mit wenigen Ausnahmen. Die genauere Betrachtung der Bruchflächen erfolgt im nächsten Unterkapitel. Während des Versuchs wurden Spannungen und Dehnungen sowie mit zusätzlichem Aufwand die Querkontraktion und Elastizitätsmoduln bestimmt.

In Abbildung 7.2 ist eine beispielhafte Zugprobe nach dem Versuch zu sehen. Die Einspannstellen sind gut erkennbar, der Bruch liegt nach der DIN-Norm im Messbereich. Wenige Proben brachen außerhalb des Messbereichs, was auf die Fehler im Material zurückzuführen ist.

Abbildung 7.3 stellt die gemittelten Ergebnisse der unidirektional additiv gefertigten Proben dar. Für die bessere Sichtbarkeit wurden nur Ergebnisse von drei Versuchen



Abbildung 7.1: Gerissene Probe nach dem Zugversuch in der Maschine.

ausgewählt. Bei genauem Betrachten der Abbildung wird deutlich, dass sich die Streckgrenzen und Zugfestigkeiten bei gleichem Elastizitätsmodul unterscheiden. Die niedrigste Streckgrenze und geringste Zugfestigkeit liegen bei den Proben mit der Belichtungsrichtung von 0° entsprechend bei 207 MPa und 360 MPa. Die maximale gemittelte Dehnung ist 7 %. Die höchste Streckgrenze und Zugfestigkeit weisen die Proben y_{90} auf. Diese sind entsprechend 260 MPa und 390 MPa, was deutlich höher ist als bei der vergleichbaren Gusslegierung mit 240 MPa bzw. 330 MPa nach DIN EN 1676 (DIN EN 1676:2020-06, 2020). Die Proben mit der Belichtungsrichtung 45° zeigen mit 7,6 % die höchste Dehnung von allen Proben. Die genauen Werte von allen Versuchen sind in Abbildung 7.4 zu entnehmen. Der Elastizitätsmodul sieht für alle Proben gleich aus, er



Abbildung 7.2: Gerissene Probe nach dem Zugversuch.

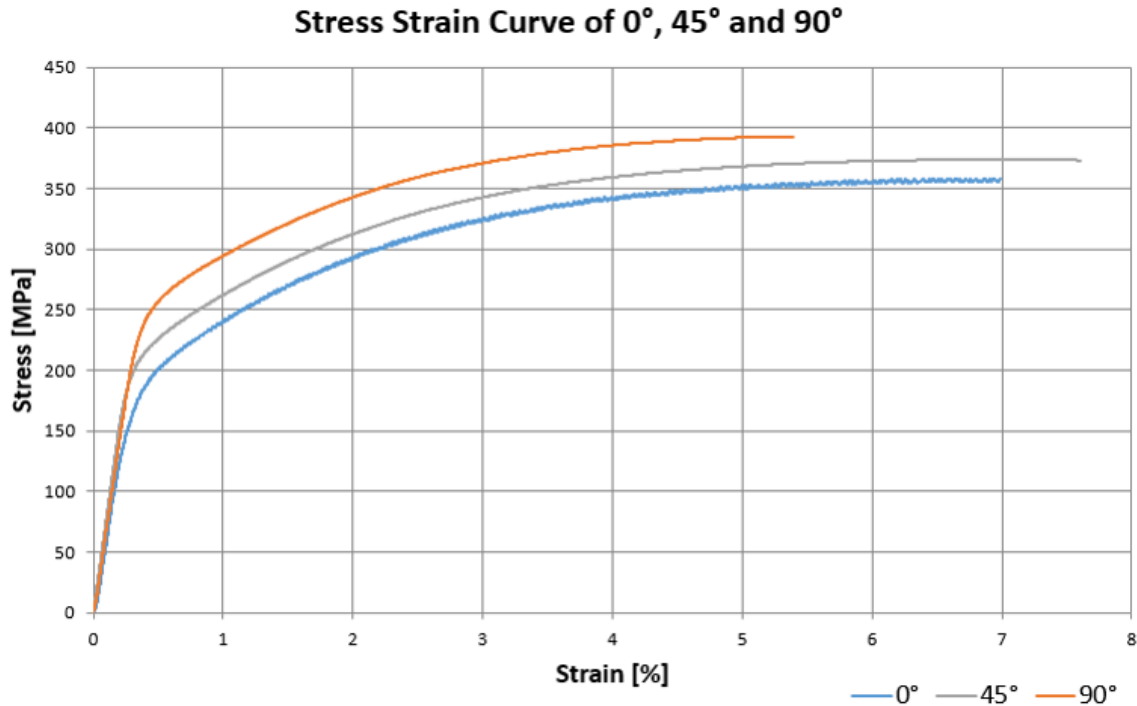


Abbildung 7.3: Vergleich der Ergebnisse einzelner Proben aus dem Zugversuch.

liegt zwischen 77 000 MPa und 80 000 MPa. Die genaue Betrachtung des Elastizitätsmoduls wird weiter unten durchgeführt.

Aus der Abbildung 7.4 können die exakten Werte für Zugfestigkeiten und Streckgrenzen mit den zugehörigen Abweichungen ausgelesen werden. Die Abweichungen sind bei y90-Proben am geringsten. Es kann ein Verlauf zwischen allen Proben erkannt werden. Die y0-Proben zeigen die geringste Zugfestigkeit und Fließgrenze aller Proben, bei y90 sind diese am höchsten. Mit zunehmenden Winkel steigen auch die zwei Größen mit. Dies spricht für ein anisotropes Verhalten des Materials, was auch aus Abbildung 7.3 ersichtlich ist.

Da alle Schichten gleich ausgerichtet sind, können aus den Zugversuchen von Volumenkörpern auf die einzelnen Schichten folgende Rückschlüsse gezogen werden: Die Schichten in der AM sind anisotrop. Da die gedruckten Schichten gleiche Dicke aufweisen (siehe Kapitel 7.2), lassen sich die Elastizitätsmoduln mithilfe von den Gleichungen 4.19 und 4.22 für die Grenzfälle 0° und 90° berechnen.

Abbildung 7.5 stellt den Zugversuch der y0-Proben dar. Bei allen Proben ist der Portevin-Le-Chatelier-Effekt¹, auch als dynamische Reckalterung bezeichnet, erkenn-

¹Der Portevin-Le-Chatelier-Effekt, auch bekannt als dynamische Reckalterung, wurde schon im 19.

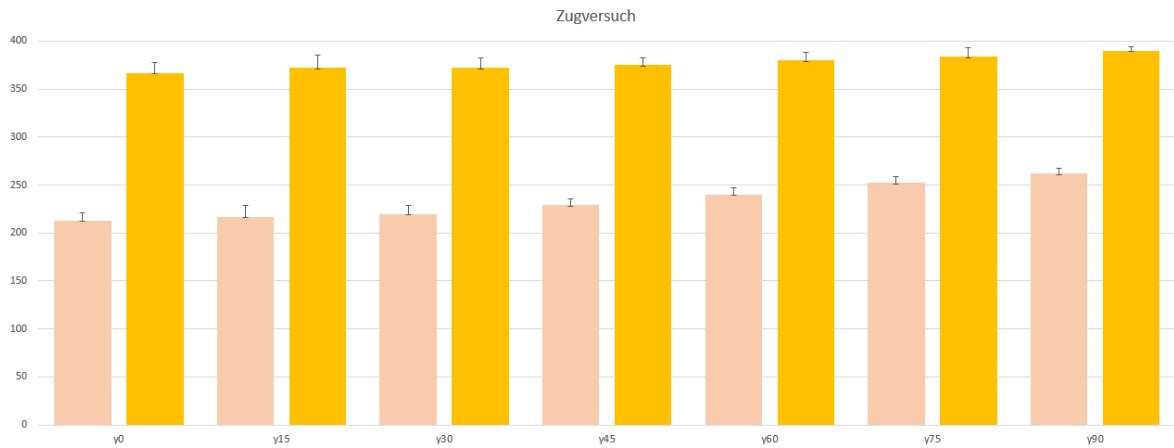


Abbildung 7.4: Vergleich der Ergebnisse einzelner Proben aus dem Zugversuch.

bar. Dieser Effekt erfolgt durch eine kontinuierliche Belastung wie z. B. bei einem Zugversuch und führt zu einem ruckeligen und ungleichmäßigen Verformungsverhalten.

Jahrhundert beobachtet, seine Entdeckung wird Albert Portevin und Henry Le Chatelier zugeschrieben. Bei kontinuierlicher Belastung zeigen manche Legierungen ein ruckeliges und ungleichmäßiges Verformungsverhalten, was sich beispielsweise in einer gezackten Spannungs-Dehnungs-Kurve im Zugversuch äußert.

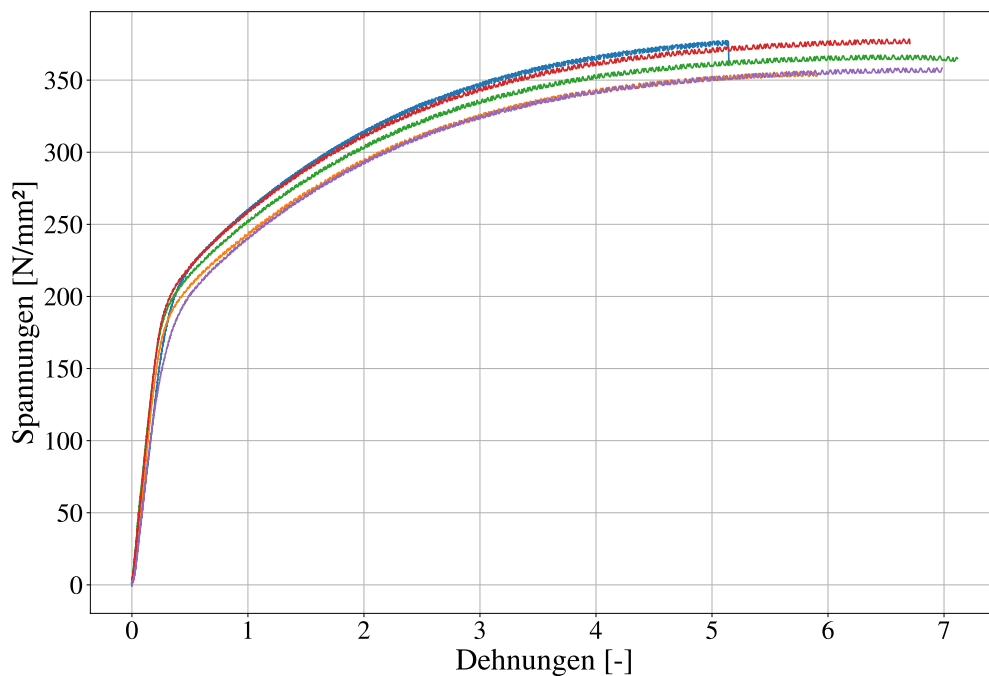


Abbildung 7.5: Zugversuch von Proben y0, Vergleich zwischen einzelnen Proben.

Materialien, die den Portevin-Le-Chatelier-Effekt zeigen, besitzen eine nichtmonotone Spannungs-Dehnraten-Abhängigkeit. Diese lässt sich wie folgt erklären: Plastische Verformungen von Metallen werden größtenteils durch das Wandern von Versetzungen, resp. Gitterfehlern im Kristallgitter realisiert. Sind im Kristall freie Atome gelöst, halten sich diese nahe einem solchen Gitterfehler auf. Folglich muss der Gitterfehler beim Wandern eine Wolke aus Fremdatomen mitschleppen, wodurch die zum Wandern benötigte Kraft bzw. Spannung steigt. Sollte der Gitterfehler sich von der Atomwolke lösen, ist eine geringere Spannung bei gleichzeitig schnellerem Wandern erforderlich. Hierdurch ist die Nicht-Monotonität der Spannung-Dehnraten-Kurve erklärt. Löst sich eine Versetzung von ihren begleitenden Fremdatomen, beeinflusst diese eventuell die „Atmosphären“ anderer Versetzungen und steigert die Dehnraten, wodurch sich andere Versetzungen eventuell ebenfalls losreißen. Durch die lawinenartige Fortpflanzung zusammen mit der durch die nichtmonotone Spannungs-Dehnraten-Abhängigkeit induzierte Instabilität wird der Effekt makroskopisch sichtbar. Der Effekt ist besonders ausgeprägt, wenn die freien und die umlagerten Versetzungen eine ähnliche Beweglichkeit aufweisen (Tensi et al., 1972).

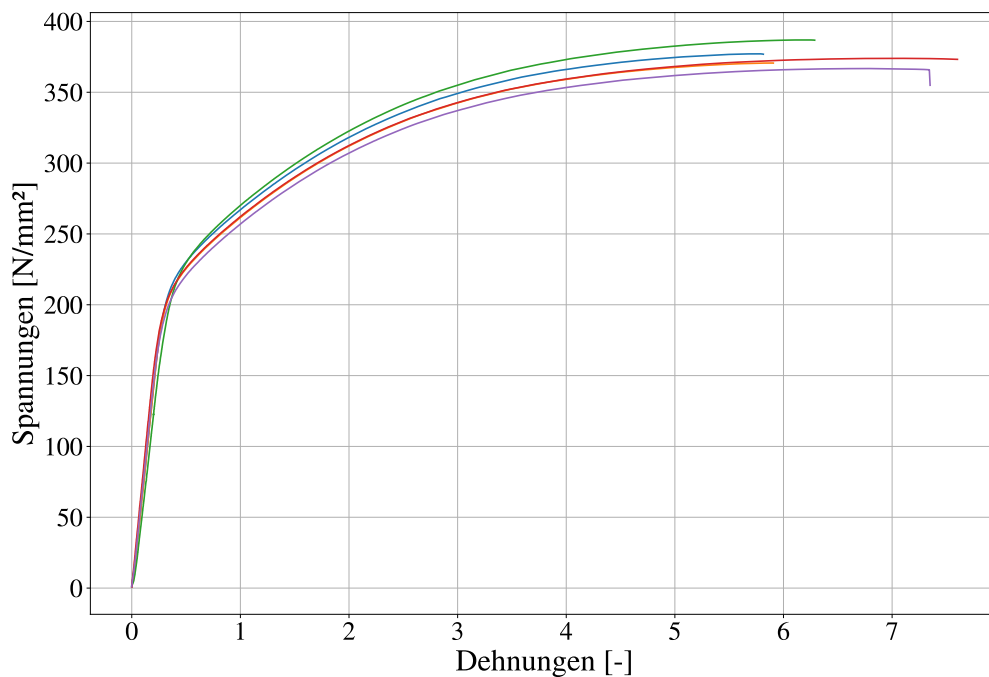


Abbildung 7.6: Zugversuch von Proben y45, Vergleich zwischen einzelnen Proben.

Alle Proben unter der Belichtungsrichtung von 45° zeigen diesen Effekt, die Proben von 45° bis 90° weisen ihn dagegen nicht auf. Im Anhang A sind alle Abbildungen zu

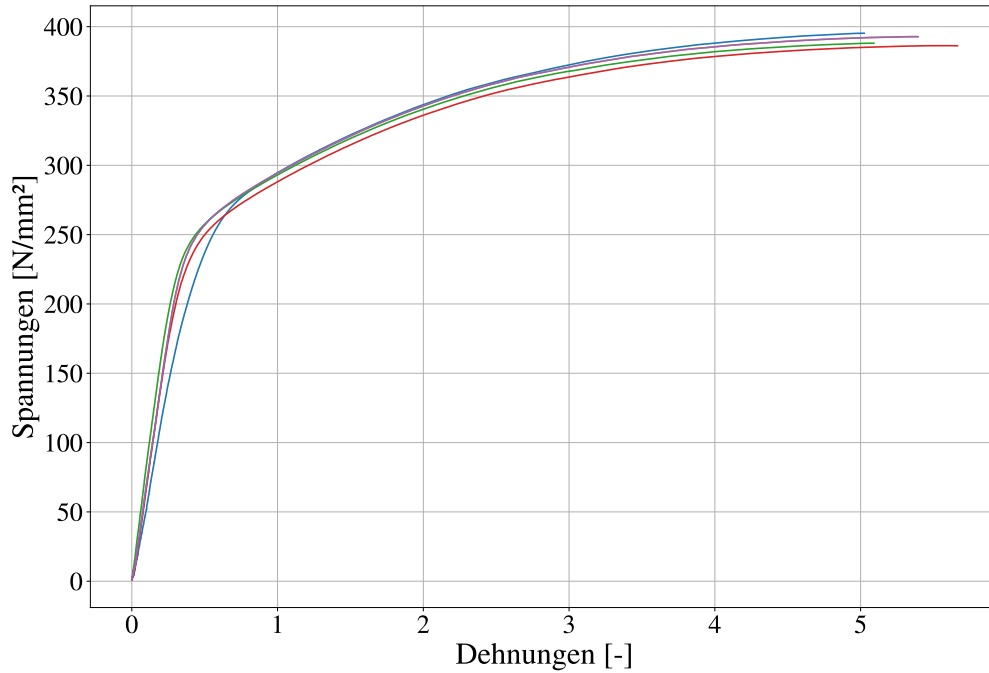


Abbildung 7.7: Zugversuch von Proben y90, Vergleich zwischen einzelnen Proben.

den Zugversuchen der Proben dargestellt.

Die y45-Proben weisen die größten Dehnungen auf. Dies ist auf das mikroskopische Verhalten der Fehlstellen zurückzuführen, weil die Fehler im Gitter unter 45° den längsten Weg haben, um sich auf der Oberfläche zu versammeln.

Die y90-Proben haben die kleinste Standardabweichung, wie aus Abbildung 7.7 erkennbar ist, weil der Abstand zwischen den einzelnen Versuchskurven sehr gering ausfällt. Weitere Darstellungen der Belichtungswinkel sind in Anhang A zu finden.

Die Querkontraktion liegt im Mittel bei 0,32 für die liegenden Proben und bei 0,30 für stehende Proben. Somit lassen sich die Schubspannungen als erste Näherung für isotropes Material bestimmen.

Das isotrope unidirektionale Laminat-Material kann wie folgt ermittelt werden:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{12} & C_{11} & 0 \\ 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix}. \quad (7.1)$$

Das elastische Verhalten hat keine Vorzugsrichtung und ist makroskopisch quasihomogen sowie isotrop. Es entspricht kurzfaserverstärkte Bauteile mit zufälliger Orientierung in der Matrix. Dies erklärt nicht das oben beschriebene Verhalten.

Langfasern mit einer unidirektionalen Faserorientierung sind sogenannte unidirektionale Lamine oder UD-Lamine, mit Belastung entlang der Materialachse. Das elastische Verhalten von UD-Lamellen hängt von den Referenzkoordinatensystemen der Belastung ab. Es wird zwischen longitudinalen und transversalen Materialparametern unterschieden. C_{ij} haben hier eine andere Beschreibung als oben.

7.2. Betrachtung der Bruchflächen

Alle Brüche erfolgten bei 45°. Abbildung 7.8 zeigt einen Bindungsfehler auf der Bruchfläche. Manche Brüche haben mit einem Fertigungsfehler im Material begonnen und enden im Gewaltbruch. Ein Fehler ist in Abbildung 7.8 dargestellt. Hier kam es infolge eines Keyhole-Fehlers in der Schicht zum Bruch.

Um die Bruchflächen genauer zu untersuchen, wurden die Proben entlang der Zugrichtung geschliffen und geätzt. Dabei konnten zwei unterschiedliche Brucharten festgestellt werden. Mikroskopische Untersuchungen haben gezeigt, dass es sich um zwei Kombinationen des Bruchverlaufs handelt. Die eine Art weist einen glatten Verlauf unter 45° auf,



Abbildung 7.8: Bruchfläche mit Keyhole-Fehler im Bruchbereich, 50-fache Vergrößerung.

wie in Abbildung 7.9 dargestellt. Dieser geht ohne Behinderungen durch alle Schichten. Die andere Art ist ein Bruch, der sich stufenweise von Schicht zu Schicht erstreckt und makroskopisch nicht einem Winkel von 45° entspricht, siehe Abbildung 7.10. Dieser Bruch verläuft erst durch eine Schicht, dann wandert er entlang der Schicht bis zur nächsten Schwachstelle, um sich auf einer weiteren Ebene fortzusetzen. Diese beiden Arten kommen bei den untersuchten Brüchen auch als Kombination vor.

Weitere Abbildungen der Bruchflächen sind im Anhang A dargestellt.

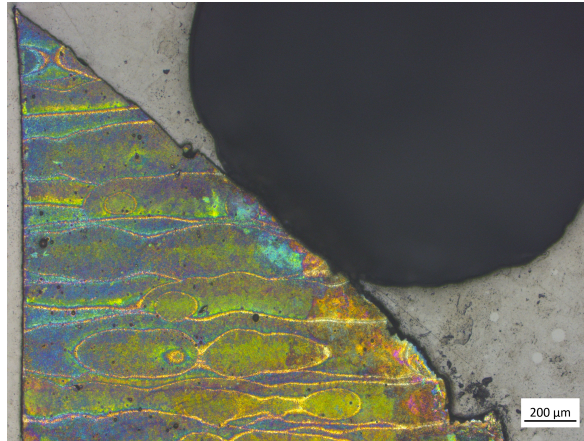


Abbildung 7.9: Sicht auf eine gerade Bruchkante, geätzt, 500-fache Vergrößerung.

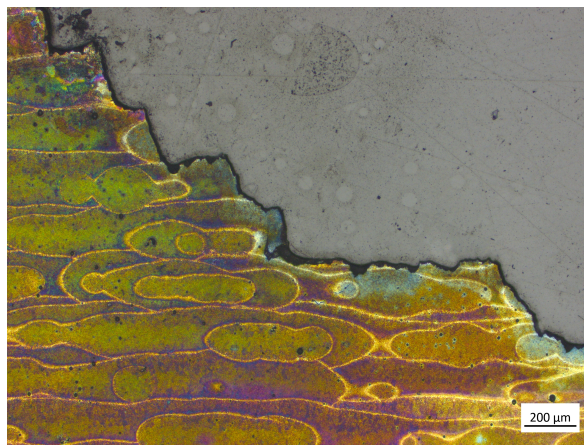


Abbildung 7.10: Sicht auf eine angewinkelte Bruchkante, geätzt, 500-fache Vergrößerung.

7.3. Fazit zu der Charakterisierung von mechanischen Eigenschaften

Additiv gefertigte Proben weisen einen laminaren Aufbau auf, der durch den schichtweisen Prozess entsteht. Die Proben und Bauteile können als Schichtstruktur beschrieben werden. Es besteht Bedarf an weiterer Forschung, um das Verhalten und die Eigenschaften dieser Schichtstruktur besser zu verstehen und zu optimieren (H11).

Die zerstörende Materialprüfung zeigt einen Zusammenhang zwischen Untersuchungs- und Belichtungsrichtung. Beim Zugversuch weisen Proben mit Belichtungswinkeln von 0° die niedrigste Zugfestigkeit auf, während 90° die höchste besitzen; 45° liegen dazwischen. Proben mit einem Winkel von 45° sind am dehnbarsten. Diese Ergebnisse betonen die Bedeutung der Belichtungsstrategie für die mechanischen Eigenschaften additiv gefertigter Bauteile und den Bedarf an weiterer Forschung für optimierte Ergebnisse (H12).

Zerstörungsfreie Untersuchungen zeigen vergleichbare mechanische Eigenschaften zwischen konventionell und additiv gefertigten Proben. Die durchschnittliche Querkontraktion beträgt 0,30 und ist mit konventionellen Proben vergleichbar (Teilaspekt H2).

Fehler in 3D-Druckproben können zum Versagen führen, wobei Materialanalysen die einzelnen Lamine im Bruch darstellen können. Brüche treten an den fehlerbehafteten Stellen auf und verlaufen häufig in einem Winkel von 45° . Schliffbilder der Bruchstellen zeigen deutlich die einzelnen Schichten und offenbaren Stufenbrüche. Diese Erkenntnisse betonen die Bedeutung der Fehleranalyse für die Verbesserung der additiven Fertigungsprozesse und die Gewährleistung der Bauteilintegrität (H10).

Die Ergebnisse der Untersuchungen an additiven Proben ermöglichen die Herleitung einzelner Lamine. Mechanische Eigenschaften bieten Einblicke in die schichtweise Beschreibung des Materials. Diese Erkenntnisse sind entscheidend für das Verständnis der Struktur und des Verhaltens additiv gefertigter Bauteile (H13).

Die Hypothesen H2, H10, H11, H12 und H13 wurden bestätigt. Die additiv gefertigten Proben weisen einen laminaren Aufbau auf, der durch den schichtweisen Prozess entsteht, was weiterführende Forschung erfordert, um das Verhalten und die Eigenschaften dieser Schichtstruktur zu optimieren. Zerstörende Materialprüfungen zeigen, dass die Belichtungsstrategie einen signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften additiv gefertigter Bauteile hat, wobei Proben mit verschiedenen Belichtungswinkeln

unterschiedliche Zugfestigkeiten aufweisen. Zerstörungsfreie Untersuchungen bestätigen vergleichbare mechanische Eigenschaften der additiv gefertigten und konventionellen Proben, wobei Fehleranalysen belegen, dass Brüche häufig an fehlerhaften Stellen auftreten und in einem Winkel von 45° verlaufen. Die Ergebnisse ermöglichen die Herleitung einzelner Lamine und bieten Einblicke in die schichtweise Beschreibung des Materials, was entscheidend für das Verständnis der Struktur und des Verhaltens additiv gefertigter Bauteile ist.

8. Charakterisierung thermischer Eigenschaften

In diesem Kapitel werden die Grundbegriffe der Wärmeleitung und des Wärmetransportes dargestellt. Die Ergebnisse der Messungen mit dem transienten Flächenquellenverfahren werden besprochen und erläutert sowie mit der Literatur verglichen.

8.1. Spezifische Wärmekapazität

Tabelle 8.1 zeigt die gemessenen spezifischen Wärmekapazitäten. Die massenbezogene spezifische Wärme c ergibt sich aus der Division der volumentrischen Wärmekapazität c_{vol} durch die Dichte ρ aus der Tabelle 6.1. Der Mittelwert ergibt $890,24 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$. Nach DIN 1676 und DIN 1706 beträgt für die Aluminium-Silizium-Gusslegierung Al-Si10Mg die spezifische Wärme $910 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$ (DIN EN 1676:2020-06, 2020; DIN EN 1706:2021-10, 2021). Damit beträgt die Abweichung zwischen den guss und additiv gefertigten Proben 2,2%.

Tabelle 8.1: Gemessene spezifische Wärmekapazität der einzelnen Proben, c_{vol} volumenbezogene und c massenbezogene spezifische Wärme.

Bezeichnung	c_{vol} [MJ/m ³ K]	STDW c_{vol} [MJ/m ³ K]	c [J/kg K]	STDW c [J/kg K]
y0	2,361	$3,094 \cdot 10^{-3}$	891,4	1,176
y15	2,365	$4,541 \cdot 10^{-3}$	890,4	1,692
y30	2,368	$2,848 \cdot 10^{-3}$	892,6	1,086
y45	2,361	$3,197 \cdot 10^{-3}$	888,7	1,193
y60	2,366	$3,798 \cdot 10^{-3}$	891,3	1,467
y75	2,361	$0,799 \cdot 10^{-3}$	888,9	0,304
y90	2,361	$5,064 \cdot 10^{-3}$	890,1	1,949
zy0	2,361	$5,853 \cdot 10^{-3}$	888,6	2,281
zy90	2,368	$8,476 \cdot 10^{-3}$	891,7	3,247

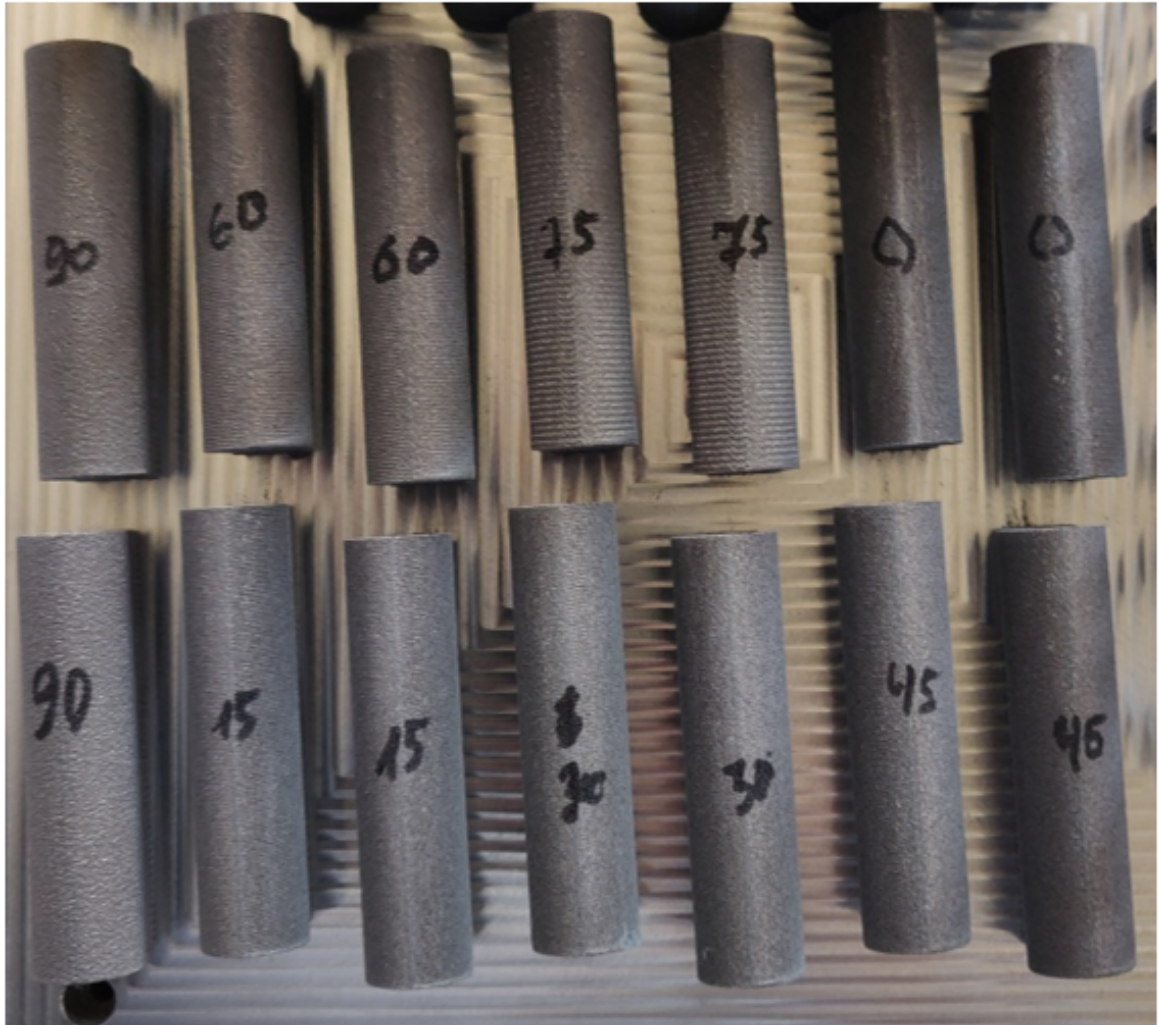


Abbildung 8.1: Gedruckte Proben auf der Bauplattform, der Belichtungswinkel ist auf der Oberfläche festgehalten.

Weil die spezifische Wärmekapazität keine gerichtete Größe und durch das Messverfahren in keinem Zusammenhang mit der Richtung steht, werden die Messwerte unabhängig von der Belichtungs- und Messrichtung betrachtet. Alle gemessenen Werte liegen relativ nah beieinander; Unterschiede zeigen sich erst in dritten Nachkommastelle (volumetrische Wärme c_{vol}). Die Proben zy0 und zy90 zeigen eine Abweichung der spezifischen Wärme c von 0,3 %, was auf die Messtoleranz zurückzuführen ist. Dieser Wert liegt deutlich unter dem vom Hersteller angegeben Messfehler, der kleiner als 1 % sein soll. Der Belichtungswinkel ist auf den Proben notiert, siehe Abbildung 8.1.

8.2. Wärmeleitung

Nachdem die spezifische Wärmekapazität bekannt ist, kann die Wärmeleitung gemessen werden. Bei der Wärmeleitung handelt es sich um eine richtungsabhängige Größe, das heißt die Messrichtung ist entscheidend für das Gesamtergebnis. Die Messung erfolgt nach dem Prinzip des eindimensionalen Verfahrens mit der transienten Flächenquellenmethode, siehe Kapitel 3.5. Abbildung 8.2 zeigt die Ergebnisse der Messung. Die Betrachtung erfolgt in zwei Richtungen. Die z-Richtung ist die sogenannte Aufbaurichtung senkrecht zu der Bauplattform, somit verläuft sie durch die einzelnen Schichten. Die y-Richtung liegt in der Ebene der Bauplattform, also entlang der Schichten. Außerdem sind alle Schichten in den Proben immer gleich ausgerichtet; dies bedeutet, dass die Belichtung während der additiven Fertigung nicht rotiert. Die Prozessparameter sind in Kapitel 5 erläutert.

Die Proben zy0 und zy90 zeigen die gleiche Wärmeleitung. Dieses Verhalten war zu erwarten, denn die Messung in gleiche z-Richtung erfolgt senkrecht zu der Belichtungsebene. Probe zy0 hat eine höhere Standardabweichung als Probe zy90. Eine mögliche Erklärung dafür wäre, dass die Belichtungsrichtung von zy0 mit der Beschichtungsrichtung zusammenfällt und senkrecht zu der Gasstromrichtung ist. Die Wärmeleitfähigkeit $140 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ entspricht den Werten nach DIN 1676 und DIN 1706 für Gussstücke aus der gleichen Legierung, welche im Bereich von $130 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ bis $150 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ liegen (DIN EN 1676:2020-06, 2020; DIN EN 1706:2021-10, 2021).

Die Wärmeleitung der Proben in der y-Richtung liegt unter den für die Gussnorm angegebenen Werten von mindestens $130 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$. Der Unterschied zwischen maximalem und minimalem Wert beträgt $3,2 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ und entspricht 2,8 %, was sich in der Genauigkeitsbetrachtung von 5 % befindet, siehe Kapitel 3.5. Der Mittelwert der Wärmeleitung errechnet sich bei $117,36 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$. Die Punkte haben untereinander eine Abweichung von kleiner als 3 % bei einer Messungengenauigkeit von 5 %. Der Maximalwert bei y0 ist $119,0 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ und der Minimalwert bei y90 ist $115,8 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$. Dieses Verhalten kann mit der Belichtungsstrategie erklärt werden. Die Probe y0 hat kurze Belichtungsbahnen, dabei kühlt das Material noch nicht ab, bevor mit dem Hatchabstand eine neue Bahn belichtet wird. Dadurch liegt die vorliegende Belichtungsbahn in der Hitzeeinflusszone und das Material benötigt eine längere Zeit, um abzukühlen. Die Abkühlgeschwindigkeit ist niedrig, damit entstehen vergleichsweise große Körner. Hingegen sind bei y90 die Bahnen sehr lang und das Material ist schon abgekühlt, bevor eine neue Bahn belichtet wird. Somit entstehen bei dieser hohen Abkühlgeschwindigkeit mehr Keime und die Körner sind kleiner.

Die Wärmeleitung erfolgt durch zwei Mechanismen: In nichtmetallischen Feststoffen sind Schwingungen des Kristallgitters (Phononen) für die Wärmeübertragung verantwortlich. Bei den Metallen erfolgt der Transport überwiegend mithilfe von freien Elektronen. Die Elektronenwolke hängt vom Werkstoff ab und ist frei in alle Richtungen beweglich. Damit resultieren unterschiedliche Wärmeleitfähigkeiten aus der Gitterstruktur und Körnung der Proben. Diese Differenzen sind insbesondere zwischen y-Richtung und z-Richtung erkennbar. Im Fertigungsprozess bilden sich lange Körner in Aufbau-Richtung, siehe Kapitel 6.2. Dieses Verhalten des additiven Fertigungsverfahrens PBF ist aus der Literatur bekannt (Murr, 2018; Zhang et al., 2019). Der Unterschied entlang und senkrecht zu der xy-Ebene kann mikroskopisch erklärt werden, indem die Körner als Stäbe abstrahiert werden, welche aneinander grenzen, siehe Abbildung 8.3. Die Wärme entlang der Ebene muss viele Korngrenzen durchlaufen, und mit jedem Übergang wird die Wärmeenergie niedriger. Damit sinkt die Temperaturleitfähigkeit, welche die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Wärmewelle beschreibt, ist proportional zur Wärmeleitfähigkeit. Dagegen fließt die Wärme senkrecht zur xy-Ebene ungehindert, da sie weniger Korngrenzen überschreiten muss. Somit ist die Wärmeleitfähigkeit

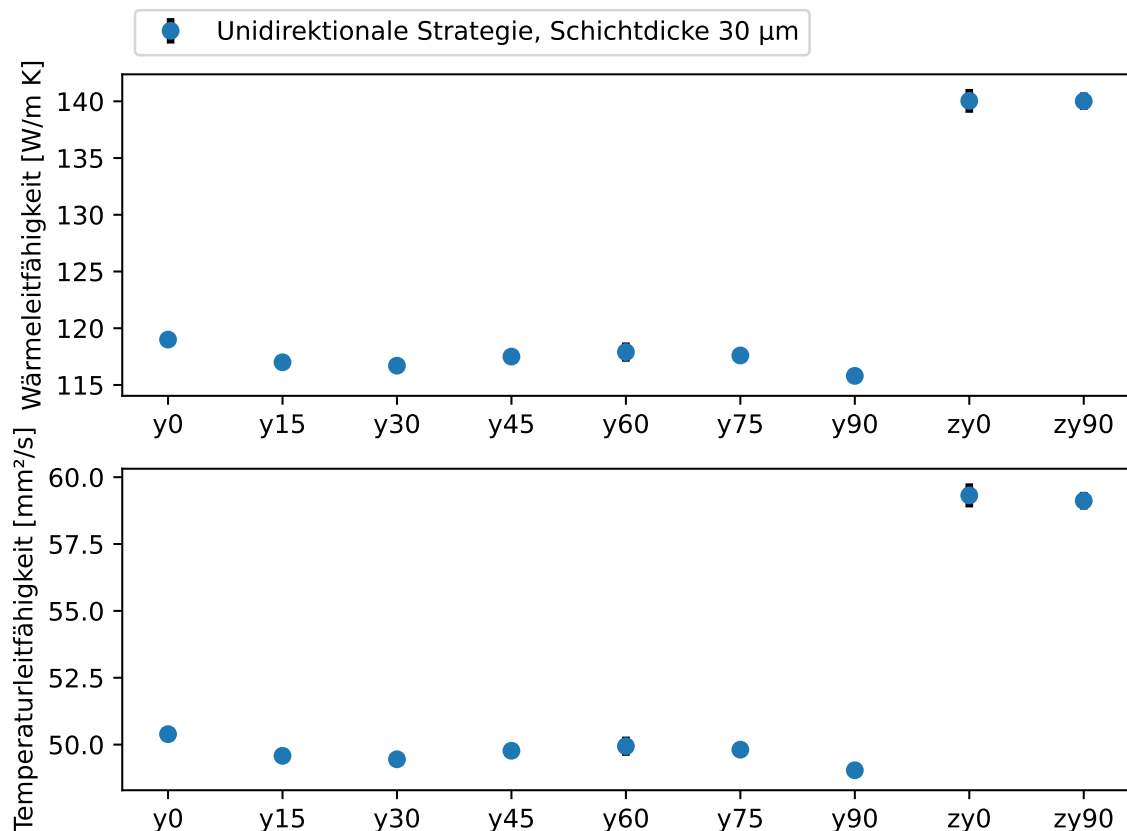


Abbildung 8.2: Gemessene thermische Eigenschaften der Proben.

in Aufbaurichtung (z-Richtung) höher als in der xy-Ebene und genauso hoch wie bei Guss-gefertigte Proben.

Neben der unidirektionalen Belichtungsstrategie wurden verschiedene Rotationsstrategien eingesetzt und verglichen. Abbildung 8.4 zeigt die gemessenen Wärme- und Temperaturleitfähigkeiten. Die Wärmeleitfähigkeit in z-Richtung ist hier nicht dargestellt, weil diese Werte denen aus Abbildung 8.2 gleichen. Alle Proben wurden mit einer Schichtdicke von $30\text{ }\mu\text{m}$ gedruckt. Die einzelnen Rotationsstrategien unterscheiden sich in der Belichtungswinkelrotation. Bei der Strategie 1 (s_1) wird zwischen 0° und 90° rotiert. Die Wärmeleitfähigkeit dieser Proben liegt bei $(118,00 \pm 0,68)\text{ W m}^{-1}\text{ K}^{-1}$ und sehr nah am Mittelwert der unidirektionalen Strategie von $117,36\text{ W m}^{-1}\text{ K}^{-1}$. In der Strategie 2 (s_2) werden sechs verschiedene Belichtungswinkel nacheinander wiederholt. Die Winkel beginnen bei -75° mit 30° Versatz und enden bei 75° , danach

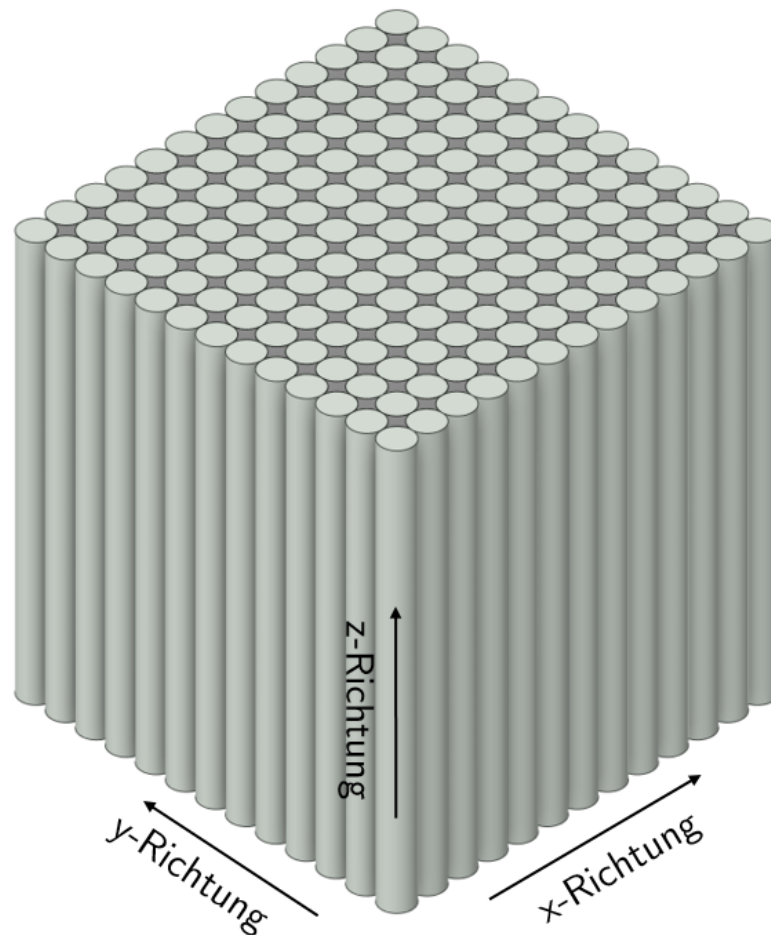


Abbildung 8.3: Abstrakte Darstellung der Körner als optimale mikroskopische Stäbe für die Wärmeleitung.

startet die Belichtung wieder bei -75° . Die resultierende Wärmeleitfähigkeit beträgt $(119,30 \pm 0,66) \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ und liegt somit an der oberen Grenze der unidirektionalen Strategie. Die üblicherweise eingesetzte Strategie für die Schicht $30 \mu\text{m}$ ist die dritte Strategie (s_3). Dabei startet die Belichtung bei 0° und rotiert um 67° : wird 90° erreicht, springt die Belichtung auf -90° um. Die Wärme- und Temperaturleitfähigkeit dieser Proben bilden die niedrigste Grenze der unidirektionalen Strategien. Bei der vierten Strategie (s_4) wandert der Belichtungswinkel von -30° über 0° zu 30° mit jeweils 30° -Schritten. Die Wärmeleitfähigkeit hier ist $(115,00 \pm 0,66) \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$. Die Strategie spielt jedoch keine Rolle für die Wärmeleitfähigkeit.

Um ein besseres Verständnis für den Zusammenhang zwischen Korngröße und Wärmeleitfähigkeit zu bekommen, wurden die fünf Proben je Belichtungsrichtung mit unidirektionalen Strategien mit einer Schichtdicke von $50 \mu\text{m}$ hergestellt. Abbildung 8.5 zeigt den Vergleich der Wärmeleitfähigkeiten der verschieben Schichten. Die Wärmeleitfähigkeit der Proben mit der Schichtdicke $50 \mu\text{m}$ zeigt eine Verschiebung der Werte um $5 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ nach oben. Dies erfolgt aufgrund der langsameren Abkühlung des

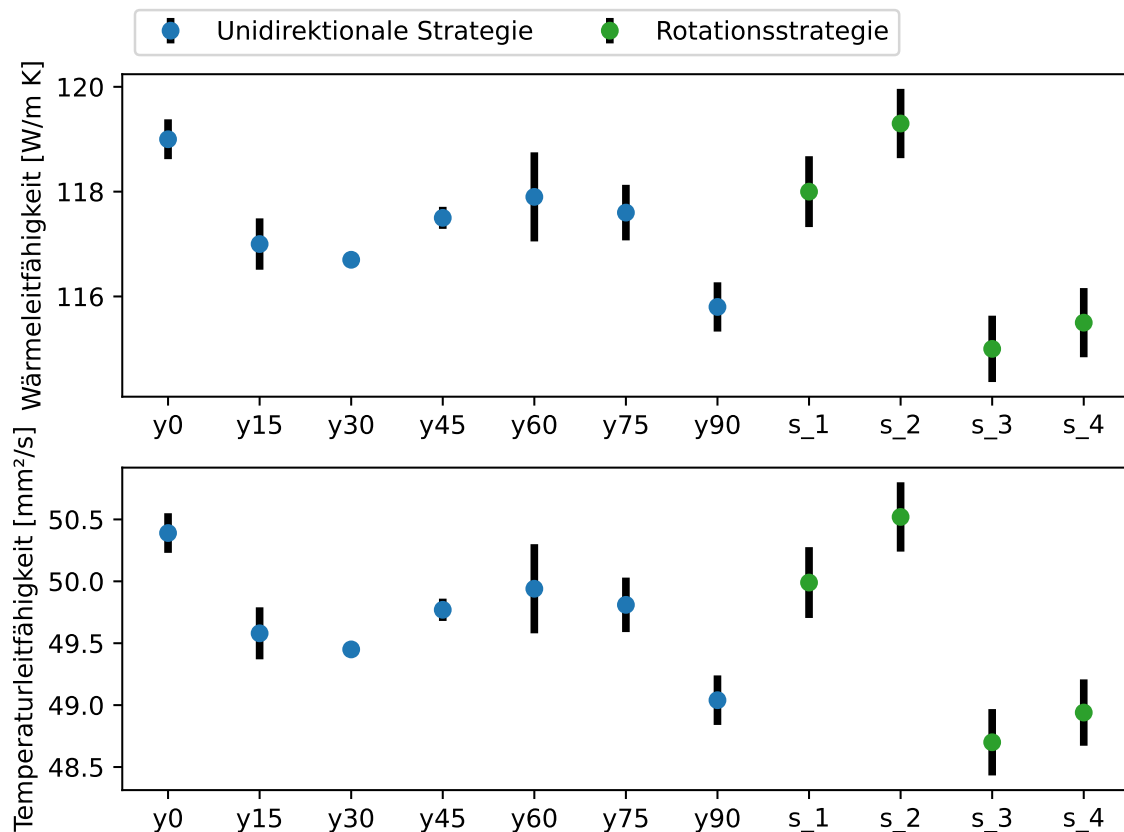


Abbildung 8.4: Gemessene thermische Eigenschaften: Vergleich der unidirektionalen Strategie mit verschiedenen rotierenden Strategien (s_1 bis s_4).

Schmelzbades und damit resultierenden größeren Körnern in den Proben. Die Punkte von beider Schichten folgen einem sinusförmigen Verlauf.

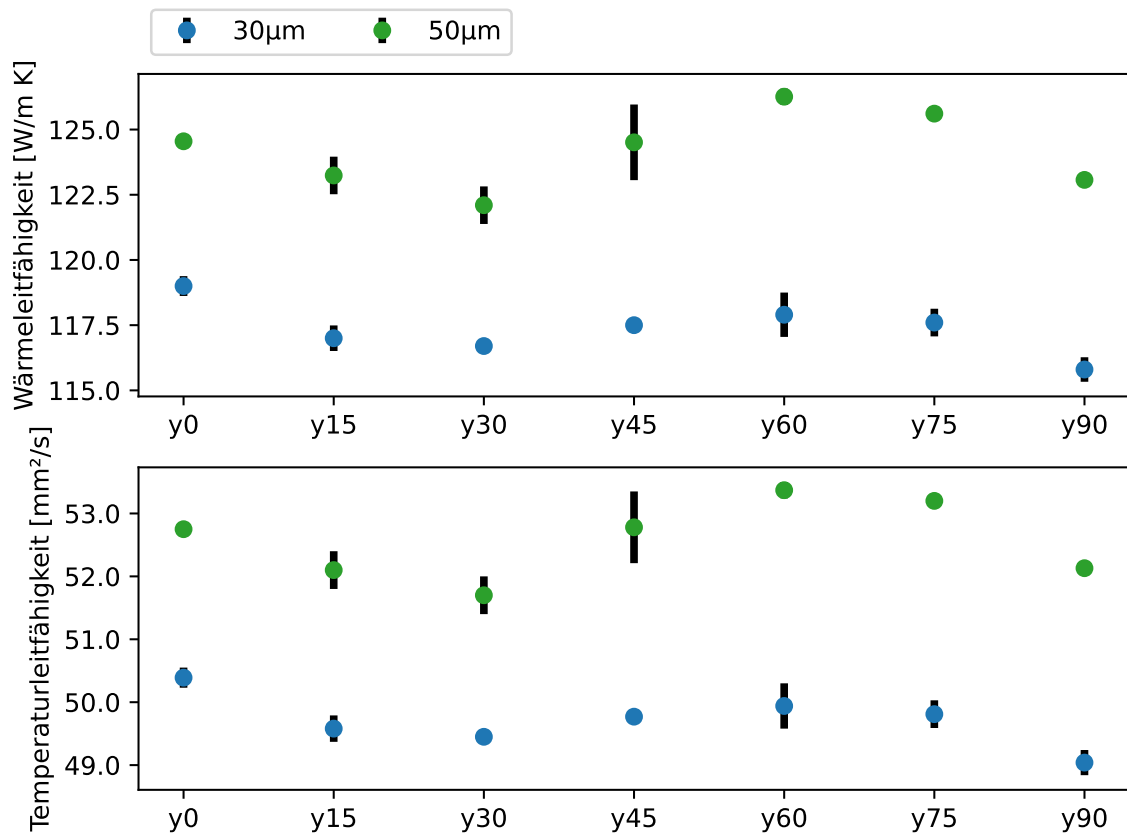


Abbildung 8.5: Gemessene thermische Eigenschaften der Proben mit der Schichtdicke 30 µm und 50 µm.

8.3. Fazit zur spezifischen Wärmekapazität und Wärmeleitung

Die thermischen Eigenschaften additiv gefertigter Proben weichen von denen der konventionell hergestellten ab. Die spezifische Wärmekapazität liegt im Bereich des Gussprozesses und variiert je nach Ausrichtung der Probe. Diese Unterschiede können signifikante Auswirkungen auf das thermische Verhalten der Bauteile haben. Die Beschreibung der spezifischen Wärmekapazität je nach Probenausrichtung ist daher von Bedeutung für die präzise Modellierung und Analyse thermischer Prozesse. Weitere Forschung ist erforderlich, um die Ursachen dieser Unterschiede zu verstehen und geeignete Anpassungen vorzunehmen (H15).

Die Prozessparameter des 3D-Drucks beeinflussen die Wärmeleitung senkrecht zur Aufbaurichtung, während sie bei paralleler Ausrichtung keine Veränderung zur Folge haben. Die Schichtdicke bestimmt die Wärmeleitung in der xy-Ebene (senkrecht zur Wärmequelle) und bleibt unabhängig von der Belichtungsstrategie. Die Wärmeleitung entlang der z-Richtung bleibt konstant. Mit zunehmender Schichtdicke steigt die Wärmeleitfähigkeit (H17).

Wärme- und Temperaturleitfähigkeit hängen nicht von der Belichtungsstrategie ab, sondern von der Korngröße im Gefüge und den Schichtdicken während der AM. Die Wärmeleitung unterscheidet sich senkrecht zur Aufbaurichtung (z-Richtung) von der parallel dazu verlaufenden. Diese Unterschiede wirken sich auf die Wärmeleitung in dreidimensional gedruckten Proben aus. Korngröße und Abkühlgeschwindigkeit des Schmelzbades bestimmen primär die Wärmeübertragungseigenschaften. Diese Erkenntnisse sind wichtig für die Optimierung von Fertigungsparametern und das Verständnis des thermischen Verhaltens additiv gefertigter Bauteile (H16).

Die mechanischen und thermischen Eigenschaften können getrennt betrachtet werden. Im Gegensatz zum Elastizitätsmodul gibt es bei der Wärmeleitung einen deutlichen Unterschied zwischen den Richtungen. Abhängig von der Belichtungsstrategie und den Prozessparametern können die Eigenschaften unabhängig voneinander eingestellt werden. Dies ermöglicht eine präzise Anpassung der Materialcharakteristika für spezifische Anwendungen. Die Trennung von mechanischen und thermischen Eigenschaften ist entscheidend für die maßgeschneiderte Gestaltung und Optimierung additiv gefertigter Bauteile. Eine detaillierte Kontrolle der Charakteristika unterstützt die Weiterentwicklung und Anwendung der AM (H14).

Die thermischen Eigenschaften additiv gefertigter Proben weichen von konventionell hergestellten ab und variieren je nach Probenausrichtung, was signifikante Auswirkungen auf das thermische Verhalten der Bauteile haben kann. Die Prozessparameter des 3D-Drucks beeinflussen die Wärmeleitung senkrecht zur Aufbaurichtung, während die Schichtdicke die Wärmeleitung in der xy-Ebene bestimmt, wobei eine zunehmende Schichtdicke die Wärmeleitfähigkeit erhöht. Die Wärmeleitung hängt von der Korngröße des Gefüges und den Schichtdicken während der additiven Fertigung ab, was für die Optimierung von Fertigungsparametern und das Verständnis des thermischen Verhaltens von Bedeutung ist. Mechanische und thermische Eigenschaften können unabhängig voneinander eingestellt werden, was eine maßgeschneiderte Gestaltung und Optimierung additiv gefertigter Bauteile ermöglicht und die Anwendung der Technologie unterstützt. Damit sind die Hypothesen H14, H15, H16 und H17 bestätigt.

9. Schlussfolgerung und Ausblick

9.1. Zusammenfassung

Die additive Fertigung hat eine kurze Geschichte im Vergleich zu anderen Urformverfahren. Kommerzielle AM begann mit der Entwicklung des Stereolithografieverfahrens. Im Prozess wurde Kunststoff als Werkstoff verwendet, und durch die Bestrahlung mit UV-Licht entstand das Bauteil Schicht für Schicht. Heute kommen sehr viele Materialien und Werkstoffe in der additiven Fertigung zum Einsatz.

Diese Innovation wird von der Forschung im Bereich AM angetrieben – und ein Ende ist noch lange nicht in Sicht. Immer mehr Technologien werden mit 3D-Druck verknüpft und in den Prozess integriert. Bisher wurde bereits viel erforscht und in den industriellen Fertigungsprozess transferiert, dennoch ist noch eine große Menge an Fragen offen und es werden immer wieder neue Werkstoffe für die additive Fertigung entwickelt, oder bekannte Verfahren optimiert.

In dieser Arbeit wurde ein Vorgehen entwickelt, um Bauteile zu charakterisieren und deren Eigenschaften vorhersagen zu können. Zu diesem Zweck wurden mehrere Arbeitshypothesen aufgestellt und überprüft. Dabei wurde auf bewährte Analysemethoden zugegriffen. Unter anderem wurde beispielsweise der Zugversuch genutzt, um die elastischen mechanischen Eigenschaften zu bestimmen und zu beschreiben. Die thermischen Eigenschaften wurden mit dem transienten Flächenquellenverfahren gemessen.

Für das theoretische Verständnis wurden Grundlagen der anisotropen Materialien dargestellt. Diese wurden tensoriell beschrieben und deren Herleitungen gezeigt. Darüber hinaus wurden die Grundlagen des Wärmetransports besprochen. Die Thermoelastizität zeigt den Zusammenhang zwischen elastischen und thermischen Größen.

Der Werkstoff AlSi10Mg eignet sich für diese Arbeit, da er einer der viel untersuchten Werkstoffe ist, der viel in der Industrie eingesetzt wird und gut zu verarbeiten sowie korrosionsbeständig ist. Die unidirektionalen Proben wurden mit einer SLM 280 HL-Anlage hergestellt. Diese wurden in zwei verschiedenen Geometriearten gedruckt, flache

Zugproben zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften und runde Proben zur Ermittlung der thermischen.

Des Weiteren wurde eine Gefügecharakterisierung durchgeführt, um die unidirektionalen Proben mit Rotationsbelichtung zu vergleichen. Die relative Dichte der unidirektionalen Proben liegt bei 99,42 % und entspricht einer Werkstoffdichte von $2,65 \text{ g cm}^{-3}$. Diese liegt unter dem Literaturwert von $2,68 \text{ g cm}^{-3}$. Es sind Fehler im Gefüge vorhanden: Unter dem Mikroskop sind Bindungsfehler und Keyhole-Poren erkennbar. In Übereinstimmung mit der Literatur ist ein feinkörniges Gefüge sichtbar. Darüber hinaus sind die einzelnen Schweißbahnen und die Silizium-Mischkristalle am Rand der Schmelzbahn auf den Schliffbildern sichtbar.

Die mechanischen Eigenschaften der unidirektionalen Proben zeigen auf den ersten Blick das erwartete Verhalten. Die Proben mit längeren Schweißbahnen haben eine höhere Zugfestigkeit und höhere Streckgrenze als die Proben mit kürzeren Schweißbahnen. Die Probe mit 45° -Schweißbahn liegt zwischen den anderen Proben und erlaubt die höchste Dehnung. Die Elastizitätsmoduln sind nahe beieinander mit Werten zwischen 77 GPa und 80 GPa, und somit höher als bei den mit Rotationsbelichtung hergestellten Proben. Die Proben mit einem Belichtungswinkel unter 45° weisen den Portevin-Le-Chatelier-Effekt auf; damit besitzen diese eine nichtmonotone Spannung-Verzerrungs-Abhängigkeit. Die Proben mit dem Belichtungswinkel 45° und darüber zeigen dagegen monotone Spannung-Verzerrungs-Abhängigkeit. Die Schlitze der Buchflächen weisen einen Gewaltbruch auf, der mit einem Fehler im Gefüge gestartet ist. Bei den Mikroschliffen treten zwei unterschiedliche Verhalten bei Gewaltbruch auf, entweder Bruch unter 45° oder Stufenbruch, welcher sich versetzt durch einzelne Schichtdicken erstreckt.

Die spezifische Wärmekapazität der unidirektionalen Proben liegt bei $890,24 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$ und ist 2,2 % niedriger als die bekannten Werte aus der Literatur. Die Messungen der Wärmeleitungen belegen eine Abhängigkeit von der Messrichtung und Schichtdicke. Die Wärmeleitung in Aufbaurichtung liegt bei $140 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ und ist um $20 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ höher als senkrecht dazu in der xy-Ebene. Bei weiteren Untersuchungen wurde festgestellt, dass die Wärmeleitfähigkeit von der Schichtdicke anhängt, jedoch nicht von der Belichtung. Somit sind die thermischen und mechanischen Eigenschaften nicht miteinander gekoppelt, sondern die mechanischen stehen mit der Belichtung im Zusammenhang.

9.2. Ausblick

Die Investitionen in Energie und Ressourcen sind hoch, um isotrope Bauteile im 3D-Druck herzustellen, ohne dass eine thermische Nachbehandlung erforderlich wäre. In Zukunft wird sich dies zur Erforschung der Anisotropie verschieben. Diese lässt sich mit einfachen Anpassungen der Prozessparameter in die Bauteile integrieren. Zukünftig werden mehr Bauteile hergestellt, die anisotrop sind und bessere Eigenschaften aufweisen als konventionell gefertigte.

Um dies zu erreichen, ist noch viel Forschung im Prozess der AM erforderlich. In dieser Arbeit wurde nur ein Material untersucht; die hier gewonnenen Erkenntnisse sollten auf andere Werkstoffe erweitert werden. Titan- und Stahllegierungen können hier besonders interessant sein. Zusätzlich sollte das Verfahren mit mikroskopischer Anisotropie erweitert werden, um die Möglichkeiten zur Vorhersage zu verbessern und in Simulationsmodellen integriert zu werden. Weiter sollte untersucht werden, ob die gezielte Wärmeleitung durch Änderungen der Belichtungsstrategie im Prozess gesteuert werden kann, um so eine bessere Wärmeverteilung im Bauteil zu gewährleisten.

Das Thema Eigenspannungen im Kontext mit Belichtung wurde hier nur angerissen und bedarf einer tiefergehenden Untersuchung. Dies ist insbesondere bei Werkstoffen wie Stählen oder Hartmetallen von Bedeutung, die einen hohen Schmelzpunkt haben.

Literaturverzeichnis

- [Aboulkhairet al. 2017] ABOULKHAIR, N.T.; EVERITT, N.M.; MASKERY, I.; ASHCROFT, I.; TUCK, C.: Selective Laser Melting of Aluminum Alloys. In: *MRS Bulletin* 42 (2017), Nr. 4, S. 311–319. – DOI 10.1557/mrs.2017.63
- [Alexander et al. 2021] ALEXANDER, A.E.; WAKE, N.; CHEPELEV, L.; BRANTNER, P.; RYAN, J.; WANG, K.C.: A Guideline for 3D Printing Terminology in Biomedical Research Utilizing ISO/ASTM Standards. In: *3D Print Med* 7 (2021), Nr. 1, S. 8. – DOI 10.1186/s41205-021-00098-5
- [Ali et al. 2018] ALI, H.; GHADBEIGI, H.; MUMTAZ, K.: Effect of scanning strategies on residual stress and mechanical properties of Selective Laser Melted Ti6Al4V. In: *Mater. Sci. Eng., A* 712 (2018), S. 175–187. – DOI 10.1016/j.msea.2017.11.103. – ISSN 0921-5093
- [Alkahari et al. 2012] ALKAHARI, M.R.; FURUMOTO, T.; UEDA, T.; HOSOKAWA, A.; TANAKA, R.; ABDUL, A.; MOHD, S.: Thermal Conductivity of Metal Powder and Consolidated Material Fabricated via Selective Laser Melting. In: *Key Eng. Mater.* 523 (2012), S. 244–249. – DOI 10.4028/www.scientific.net/KEM.523-524.244
- [Altenbach 2018] ALTENBACH, H.: *Kontinuumsmechanik: Einführung in die materialunabhängigen und materialabhängigen Gleichungen*. Springer Vieweg Berlin, Heidelberg, 2018. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-662-57504-8>. – ISBN 978-3-662-57503-1
- [Altenbach 2023] ALTENBACH, H.: *Holzmann/Meyer/Schumpich Technische Mechanik Festigkeitslehre*. Springer Vieweg Wiesbaden, 2023. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-658-41029-2>. – ISBN 978-3-658-41028-5
- [Altenbach et al. 2018] ALTENBACH, H.; ALTENBACH, J.; KISSING, W.: *Mechanics of Composite Structural Elements*. Springer, 2018. <http://dx.doi.org/10.1007/978-981-10-8935-0>. – ISBN 978-981-10-8934-3

- [ASTM E1876-22 2022] ASTM E1876-22: *Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impulse Excitation of Vibration*. American Society for Testing and Materials, 2022. <http://dx.doi.org/10.1520/E1876-22>
- [Badiru et al. 2017] BADIRU, A.B.; LIU, D.; VALENCIA, V.V.: *Additive Manufacturing Handbook: Product Development for the Defense Industry*. CRC Press Boca Raton, 2017 (Systems innovation series). <http://dx.doi.org/10.1201/9781315119106>. – ISBN 9781482264081
- [Baehr u. Kabelac 2009] BAEHR, H.D.; KABELAC, S.: *Thermodynamik: Grundlagen und technische Anwendungen*. Springer Berlin, Heidelberg, 2009 (Springer-Lehrbuch). <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-00556-5>. – ISBN 978-3-642-00556-5
- [Baumgartl et al. 2020] BAUMGARTL, H.; TOMAS, J.; BUETTNER, R.; MERKEL, M.: A novel Deep-Learning Approach for Automated Non-Destructive Testing in Quality Assurance based on Convolutional Neural Networks. In: *Prog Addit Manuf* 5 (2020), S. 277–285. – DOI 10.1007/s40964-019-00108-3. – ISSN 2363-9520
- [Berger et al. 2023] BERGER, U.; HARTMANN, A.; SCHMID, D.: *3D-Druck - additive Fertigungsverfahren: Rapid Prototyping, Rapid Tooling, Rapid Manufacturing*. Verlag Europa-Lehrmittel - Nourney Vollmer GmbH & Co. KG, 2023 <https://www.europa-lehrmittel.de/3D-Druck-Additive-Fertigungsverfahren/50335-4>. – ISBN 978-3-8085-5213-1
- [Berger et al. 2016] BERGER, U.; MERKEL, M.; LIEBISCH, A.: The Influence of Pre-heating on Laser Beam Melting. In: *Proceedings of the 2nd International Conference on Progress in Additive Manufacturing (Pro-AM 2016)* (2016), 306–311. <https://hdl.handle.net/10356/84417>
- [Bertoli et al. 2017a] BERTOLI, U.S.; GUSS, G.; WU, S.; MATTHEWS, M.J.; SCHÖENUNG, J.M.: In-Situ Characterization of Laser-Powder Interaction and Cooling Rates through High-Speed Imaging of Powder Bed Fusion Additive Manufacturing. In: *Mater. Des.* 135 (2017), S. 385–396. – DOI 10.1016/j.matdes.2017.09.044. – ISSN 0264-1275
- [Bertoli et al. 2017b] BERTOLI, U.S.; GUSS, G.; WU, S.; MATTHEWS, M.J.; SCHÖENUNG, J.M.: In-Situ Characterization of Laser-Powder Interaction and Cooling Rates through High-Speed Imaging of Powder Bed Fusion Additive Manufacturing. In: *Mater. Des.* 135 (2017), S. 385–396. – DOI 10.1016/j.matdes.2017.09.044. – ISSN 0264-1275

- [Berumen et al. 2010] BERUMEN, S.; BECHMANN, F.; LINDNER, S.; KRUTH, J.P.; CRAEGHS, T.: Quality Control of Laser- and Powder Bed-Based Additive Manufacturing Technologies. In: *Phys. Procedia* 5 (2010), S. 617–622. – DOI 10.1016/j.phpro.2010.08.089. – ISSN 1875–3892
- [Birol 2006] BIROL, Y.: The Effect of Processing and Mn Content on the T5 and T6 Properties of AA6082 Profiles. In: *J. of Mater. Process. Technol.* 173 (2006), Nr. 1, S. 84–91. – DOI 10.1016/j.jmatprotec.2005.09.029. – ISSN 0924–0136
- [Breuninger et al. 2012] BREUNINGER, J.; BECKER, R.; WOLF, A.; ROMMEL, S.; VERL, A.: *Generative Fertigung mit Kunststoffen: Konzeption und Konstruktion für Selektives Lasersintern*. Springer Berlin Heidelberg, 2012. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-24325-7>. – ISBN 978–3–642–24324–0
- [Buchbinder et al. 2011] BUCHBINDER, D.; SCHLEIFENBAUM, H.; HEIDRICH, S.; MEINERS, W.; BÜLTMANN, J.: High Power Selective Laser Melting (HP SLM) of Aluminum Parts. In: *Phys. Procedia* 12 (2011), S. 271–278. – DOI 10.1016/j.phpro.2011.03.035. – ISSN 1875–3892
- [Chen et al. 2017] CHEN, B.; MOON, S.K.; YAO, X.; BI, G.; SHEN, J.; UMEDA, J.; KONDOH, K.: Strength and Strain Hardening of a Selective Laser Melted AlSi10Mg Alloy. In: *Scr. Mater.* 141 (2017), 45–49. – DOI 10.1016/j.scriptamat.2017.07.025. – ISSN 1359–6462
- [Cheng et al. 2016] CHENG, B.; SHRESTHA, S.; CHOU, K.: Stress and Deformation Evaluations of Scanning Strategy Effect in Selective Laser Melting. In: *Addit. Manuf.* 12 (2016), 240–251. – DOI <https://doi.org/10.1016/j.addma.2016.05.007>. – ISSN 2214–8604
- [Chiocca et al. 2019] CHIOCCA, A.; SOULIÉ, F.; DESCHAUX-BEAUME, F.; BORDREUIL, C.: Study of the Effect of Growth Kinetic and Nucleation Law on Grain Structure Simulation During Gas Tungsten Arc Welding of Cu-Ni Plate. In: *Weld World* 63 (2019), S. 887–901. – DOI 10.1007/s40194-019-00717-0
- [Clijsters et al. 2014] CLIJSTERS, S.; CRAEGHS, T.; BULS, S.; KEMPEN, K.; KRUTH, J.-P.: In situ quality control of the selective laser melting process using a high-speed, real-time melt pool monitoring system. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 75 (2014), Nr. 5, 1089–1101. – DOI 10.1007/s00170-014-6214-8. – ISSN 1433–3015

- [Das et al. 2010] DAS, M.; BALLA, V. K.; BASU, D.; BOSE, S.; BANDYOPADHYAY, A.: Laser Processing of SiC-Particle-Reinforced Coating on Titanium. In: *Scr Mater* 63 (2010), Nr. 4, 438–441. – DOI 10.1016/j.scriptamat.2010.04.044. – ISSN 1359–6462
- [Diegel et al. 2020] DIEGEL, O.; NORDIN, A.; MOTTE, D.: *A Practical Guide to Design for Additive Manufacturing*. Springer Singapore, 2020. <http://dx.doi.org/10.1007/978-981-13-8281-9>. – ISBN 978–981–13–8280–2
- [DIN 50125:2022-08 2022] DIN 50125:2022-08: *Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*. DIN Media, 2022. <http://dx.doi.org/10.31030/3337825>
- [DIN EN 1676:2020-06 2020] DIN EN 1676:2020-06: *Aluminium und Aluminiumlegierungen - Legierte Masseln zum Wiedereinschmelzen - Spezifikationen*. DIN Media, 2020. <http://dx.doi.org/10.31030/3133118>
- [DIN EN 1706:2021-10 2021] DIN EN 1706:2021-10: *Aluminium und Aluminiumlegierungen - Gussstücke - Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften*. DIN Media, 2021. <http://dx.doi.org/10.31030/3283422>
- [DIN EN ISO 22007-2:2022-09 2022] DIN EN ISO 22007-2:2022-09: *Kunststoffe - Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit und der Temperaturleitfähigkeit - Teil 2: Transientes ebenes Wärmequellenverfahren (Hot-Disc-Verfahren)*. DIN Media, 2022. <http://dx.doi.org/10.31030/3340784>
- [DIN EN ISO 6892-1:2020-06 2020] DIN EN ISO 6892-1:2020-06: *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*. DIN Media, 2020. <http://dx.doi.org/10.31030/3132591>
- [DIN EN ISO/ASTM 52900:2021–12 2021] DIN EN ISO/ASTM 52900:2021–12: *Additive Fertigung - Grundlagen - Terminologie*. DIN Media, 2021. <http://dx.doi.org/10.31030/3290011>
- [Dunbar et al. 2016] DUNBAR, A.J.; DENLINGER, E.R.; HEIGEL, J.; MICHALERIS, P.; GUERRIER, P.; MARTUKANITZ, R.; SIMPSON, T.W.: Development of Experimental Method for in Situ Distortion and Temperature Measurements during the Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing Process. In: *Addit. Manuf.* 12 (2016), 25–30. – DOI 10.1016/j.addma.2016.04.007. – ISSN 2214–8604
- [Eigenmann u. Macherauch 1996] EIGENMANN, B.; MACHERAUCH, E.: Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in werkstoffen. In: *Materialwiss. Werkstofftech.* 27 (1996), Nr. 9, 426–437. – DOI 10.1002/mawe.19960270907

- [Everton et al. 2016] EVERTON, S.K.; HIRSCH, M.; STRAVROULAKIS, P.; LEACH, R.K.; CLARE, A.T.: Review of in-situ Process Monitoring and in-situ Metrology for Metal Additive Manufacturing. In: *Mater. Des.* 95 (2016), 431–445. – DOI 10.1016/j.matdes.2016.01.099. – ISSN 0264–1275
- [Fastermann 2012] FASTERMANN, P.: *3D-Druck/Rapid Prototyping: Eine Zukunftstechnologie - Kompakt Erklärt*. Springer Berlin, Heidelberg, 2012. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-29225-5>. – ISBN 978–3–642–29224–8
- [Gibson et al. 2021] GIBSON, I.; ROSEN, D.; STUCKER, B.; KHORASANI, M.: *Additive Manufacturing Technologies*. Springer Cham, 2021. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-030-56127-7>. – ISBN 978–3–030–56126–0
- [Gong et al. 2015] GONG, H.; RAFI, K.; GU, H.; JANAKI RAM, G.D.; STARR, T.; STUCKER, B.: Influence of Defects on Mechanical Properties of Ti–6Al–4V Components Produced by Selective Laser Melting and Electron Beam Melting. In: *Mater. Des.* 86 (2015), 545–554. – DOI 10.1016/j.matdes.2015.07.147. – ISSN 0264–1275
- [Gustafsson 1991] GUSTAFSSON, S.E.: Transient Plane Source Techniques for Thermal Conductivity and Thermal Diffusivity Measurements of Solid Materials. In: *Rev. Sci. Instrum.* 62 (1991), Nr. 3, S. 797–804. – DOI 10.1063/1.1142087
- [Gustavsson u. Gustafsson 2005] GUSTAVSSON, M.K.; GUSTAFSSON, S.E.: On the use of Transient Plane Source Sensors for Studying Materials with Direction Dependent Properties. In: *Thermal Conductivity* 26 (2005), S. 367–377
- [Hazlehurst et al. 2013] HAZLEHURST, K.; WANG, C.J.; STANFORD, M.: Evaluation of the Stiffness Characteristics of Square Pore CoCrMo Cellular Structures Manufactured using Laser Melting Technology for Potential Orthopaedic Applications. In: *Mater. Des.* 51 (2013), 949–955. – DOI 10.1016/j.matdes.2013.05.009. – ISSN 0261–3069
- [Heine et al. 2022] HEINE, B.; KAH, A.; SEDLMAJER, M.; OCKER, C.; MERKEL, M.: Impact of Corrosion on Mechanical Properties of Additively Manufactured Invar 36. In: *Materialwiss. Werkstofftech.* 53 (2022), Nr. 3, 316–327. – DOI 10.1002/ma-we.202100340. – ISSN 0933–5137
- [Hitzler et al. 2017a] HITZLER, L.; HIRSCH, J.; HEINE, B.; MERKEL, M.; HALL, W.; ÖCHSNER, A.: On the Anisotropic Mechanical Properties of Selective Laser-Melted Stainless Steel. In: *Materials* 10 (2017), Nr. 10, 1136. – DOI 10.3390/ma10101136. – ISSN 1996–1944

- [Hitzler et al. 2018a] HITZLER, L.; HIRSCH, J.; TOMAS, J.; MERKEL, M.; HALL, W.; ÖCHSNER, A.: In-Plane Anisotropy of Selective Laser-Melted Stainless Steel: The Importance of the Rotation Angle Increment and the Limitation Window. In: *Proc. Inst. Mech. Eng. L* 13 (2018). – DOI 10.1177/1464420718757068. – ISSN 1464–4207
- [Hitzler et al. 2017b] HITZLER, L.; JANOUSCH, C.; SCHANZ, J.; MERKEL, M.; HEINE, B.; MACK, F.; HALL, W.; ÖCHSNER, A.: Direction and Location Dependency of Selective Laser Melted AlSi10Mg Specimens. In: *J. Mater. Process. Technol.* 243 (2017), 48–61. – DOI 10.1016/j.jmatprotec.2016.11.029. – ISSN 0924–0136
- [Hitzler et al. 2018b] HITZLER, L.; MERKEL, M.; HALL, W.; ÖCHSNER, A.: A Review of Metal Fabricated with Laser- and Powder-Bed Based Additive Manufacturing Techniques: Process, Nomenclature, Materials, Achievable Properties, and its Utilization in the Medical Sector. In: *Adv. Eng. Mater.* 46 (2018), S. 1–28. – DOI 10.1002/adem.201700658. – ISSN 14381656
- [Hitzler et al. 2020] HITZLER, L.; SERT, E.; SCHUCH, E.; ÖCHSNER, A.; MERKEL, M.; HEINE, B.; WERNER, E.: Fracture Toughness of L-PBF Fabricated Aluminium–Silicon: a Quantitative Study on the Role of Crack Growth Direction with Respect to Layering. In: *Prog. Addit. Manuf.* 5 (2020), Nr. 3, S. 259–266. – DOI 10.1007/s40964–020–00113–x. – ISSN 2363–9512
- [Holmström et al. 2016] HOLMSTRÖM, J.; HOLWEG, M.; KHAJAVI, S.H.; PARTANEN, J.: The Direct Digital Manufacturing (R)evolution: Definition of a Research Agenda. In: *Oper. Manag. Res.* 9 (2016), Nr. 1, S. 1–10. – DOI 10.1007/s12063–016–0106–z. – ISSN 1936–9743
- [Hull et al. 1988] HULL, C.W.; SPENCE, S.T.; ALBERT, David J.; SMALLEY, D.R.; HARLOW, Richard A.; STEINBAUGH, P.; TARNOFF, H. L.; NGUYEN, H.D.; LEWIS, C.W.; VORGITCH, T.J.; REMBA, D.Z.: *Methods and apparatus for production of three-dimensional objects by stereolithography*. 1988
- [Jadhav et al. 2021] JADHAV, S.D.; GOOSSENS, L.R.; KINDS, Y.; VAN HOOREWEDER, B.; VANMEENSEL, K.: Laser-Based Powder Bed Fusion Additive Manufacturing of Pure Copper. In: *Addit. Manuf.* 42 (2021), S. 101990. – DOI 10.1016/j.addma.2021.101990. – ISSN 2214–8604
- [Jiang et al. 2018] JIANG, J.; XU, X.; STRINGER, J.: Support Structures for Additive Manufacturing: a Review. In: *J. Manuf. Mater. Process* 2 (2018), Nr. 4, S. 64. – DOI 10.3390/jmmp2040064. – ISSN 2504–4494

- [Kammer 2002] KAMMER, C.: *Aluminium-Taschenbuch. 1. Grundlagen und Werkstoffe*. Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2002. – ISBN 978–3–410–22028–2
- [Kempen et al. 2012] KEMPEN, K.; THIJS, L.; VAN HUMBEECK, J.; KRUTH, J.P.: Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting. In: *Phys. Procedia* 39 (2012), 439–446. – DOI 10.1016/j.phpro.2012.10.059. – ISSN 1875–3892
- [Krauss 2016] KRAUSS, H.: *Qualitätssicherung beim Laserstrahlschmelzen durch schichtweise thermografische In-Process-Überwachung*, Technische Universität München, Dissertation, 2016
- [Krauss et al. 2012] KRAUSS, H.; ESCHEY, C.; ZAEH, M.F.: Thermography for Monitoring the Selective Laser Melting Process. In: *Proceedings of 2012 International Solid Freeform Fabrication Symposium* (2012), 999–1014. – DOI 10.26153/tsw/15406
- [Kruth et al. 2012] KRUTH, J.P.; DECKERS, J.; YASA, E.; WAUTHLÉ, R.: Assessing and Comparing Influencing Factors of Residual Stresses in Selective Laser Melting using a Novel Analysis Method. In: *Proc. Inst. Mech. Eng., Part B* 226 (2012), Nr. 6, S. 980–991. – DOI 10.1177/0954405412437085. – ISSN 0954–4054
- [Kruth et al. 2004] KRUTH, J.P.; FROYEN, L.; VAN VAERENBERGH, J.; MERCELIS, P.; ROMBOUTS, M.; LAUWERS, B.: Selective Laser Melting of Iron-Based Powder. In: *J. Mater. Process. Technol.* 149 (2004), Nr. 1-3, S. 616–622. – DOI 10.1016/j.jmatprotec.2003.11.051. – ISSN 09240136
- [Kunze et al. 2015] KUNZE, K.; ETTER, T.; GRÄSSLIN, J.; SHKLOVER, V.: Texture, Anisotropy in Microstructure and Mechanical Properties of IN738LC Alloy Processed by Selective Laser Melting (SLM). In: *Mater. Sci. Eng. A* 620 (2015), S. 213–222. – DOI 10.1016/j.msea.2014.10.003. – ISSN 0921–5093
- [Lam et al. 2015] LAM, L.P.; ZHANG, D.Q.; LIU, Z.H.; CHUA, C.K.: Phase Analysis and Microstructure Characterisation of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting. In: *Virtual Phys. Prototyp.* 10 (2015), Nr. 4, S. 207–215. – DOI 10.1080/17452759.2015.1110868. – ISSN 1745–2759
- [Levy et al. 2003] LEVY, Gideon N.; SCHINDEL, Ralf; KRUTH, Jean-Pierre: Rapid manufacturing and rapid tooling with layer manufacturing (LM) technologies, state of the art and future perspectives. In: *CIRP annals* 52 (2003), Nr. 2, S. 589–609
- [Lexcellent 2016] LEXCELLENT, C.: *Linear and Non-linear Mechanical Behavior of Solid Materials*. Springer, 2016. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-319-55609-3>. – ISBN 978–3–319–55608–6

- [Log u. Gustafsson 1995] LOG, T.; GUSTAFSSON, S.E.: Transient Plane Source (TPS) Technique for Measuring Thermal Transport Properties of Building Materials. In: *Fire Mater.* 19 (1995), Nr. 1, S. 43–49. – DOI 10.1002/fam.810190107. – ISSN 0308–0501
- [Lott et al. 2011] LOTT, P.; SCHLEIFENBAUM, H.; MEINERS, W.; WISSENBAACH, K.; HINKE, C.; BÜLTMANN, J.: Design of an Optical System for the In Situ Process Monitoring of Selective Laser Melting (SLM). In: *Phys. Procedia* 12 (2011), 683–690. – DOI 10.1016/j.phpro.2011.03.085. – ISSN 1875–3892
- [Mercelis u. Kruth 2006] MERCELIS, P.; KRUTH, J.P.: Residual Stresses in Selective Laser Sintering and Selective Laser Melting. In: *RRapid Prototyp. J.* 12 (2006), Nr. 5, S. 254–265. – DOI 10.1108/13552540610707013. – ISSN 1355–2546
- [Mertens et al. 2016] MERTENS, R.; VRANCKEN, B.; HOLMSTOCK, N.; KINDS, Y.; KRUTH, J.P.; VAN HUMBEECK, J.: Influence of Powder Bed Preheating on Microstructure and Mechanical Properties of H13 Tool Steel SLM Parts. In: *Phys. Procedia* 83 (2016), 882–890. – DOI 10.1016/j.phpro.2016.08.092. – ISSN 1875–3892
- [Milewski 2017] MILEWSKI, J.O.: *Springer Series in Materials Science*. Bd. v.258: *Additive Manufacturing of Metals: From Fundamental Technology to Rocket Nozzles, Medical Implants, and Custom Jewelry*. Springer International Publishing, 2017. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-319-58205-4>. – ISBN 978–3–319–58204–7
- [Mohr et al. 2020] MOHR, G.; ALTENBURG, S.J.; ULBRICHT, A.; HEINRICH, P.; BAUM, D.; MAIERHOFER, C.; HILGENBERG, K.: In-Situ Defect Detection in Laser Powder Bed Fusion by using Thermography and Optical Tomography—Comparison to Computed Tomography. In: *Metals* 10 (2020), Nr. 1, S. 103. – DOI 10.3390/met10010103. – ISSN 2075–4701
- [Munz 1951] MUNZ, O.J.: *Photo-Glyph Recording*. 1951
- [Murr 2018] MURR, L.E.: A Metallographic Review of 3D Printing/Additive Manufacturing of Metal and Alloy Products and Components. In: *Metallogr. Microstruct. Anal.* 7 (2018), Nr. 2, S. 103–132. – DOI 10.1007/s13632-018-0433-6. – ISSN 2192–9270
- [Naumenko u. Altenbach 2016] NAUMENKO, K. (Hrsg.); ALTENBACH, H. (Hrsg.): *Advanced Structured Materials*. Bd. 28: *Modeling High Temperature Materials Behavior for Structural Analysis: Part I: Continuum Mechanics Foundations and Constitutive Models*. Springer, 2016. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-319-31629-1>. – ISBN 978–3–319–31627–7

- [Nelson 1993] NELSON, J.C.: *Selective Laser Sintering: a Definition of the Process and an Empirical Sintering Model*, The University of Texas at Austin, Dissertation, 1993
- [Niendorf et al. 2014] NIENDORF, T.; LEUDERS, S.; RIEMER, A.; BRENNE, F.; TRÖSTER, T.; RICHARD, H.A.; SCHWARZE, D.: Functionally Graded Alloys Obtained by Additive Manufacturing. In: *Adv. Eng. Mater.* 16 (2014), Nr. 7, 857–861. – DOI 10.1002/adem.201300579. – ISSN 1527–2648
- [Niendorf et al. 2013] NIENDORF, T.; LEUDERS, S.; RIEMER, A.; RICHARD, H.A.; TRÖSTER, T.; SCHWARZE, D.: Highly Anisotropic Steel Processed by Selective Laser Melting. In: *Metall. Mater. Trans. B* 44 (2013), Nr. 4, 794–796. – DOI 10.1007/s11663-013-9875-z. – ISSN 1543–1916
- [Noorani 2006] NOORANI, R.: *Rapid Prototyping: Principles and Applications*. John Wiley & Sons, 2006. – ISBN 978–0–471–73001–9
- [Obermayer et al. 2022] OBERMAYER, T.; KREMPASZKY, C.; WERNER, E.: Determination of the Anisotropic Elasticity Tensor by Mechanical Spectroscopy. In: *Contin. Mech. Thermodyn.* 34 (2022), Nr. 1, S. 165–184. – DOI 10.1007/s00161-021-01052-w. – ISSN 1432–0959
- [Öchsner 2016] ÖCHSNER, A.: *Continuum Damage and Fracture Mechanics*. Springer Singapore, 2016 (Springer eBook Collection Engineering). <http://dx.doi.org/10.1007/978-981-287-865-6>. – ISBN 978–981–287–865–6
- [Paulic et al. 2014] PAULIC, M.; IRGOLIC, T.; BALIC, J.; CUS, F.; CUPAR, A.; BRAJLIH, T.; DRSTVENSEK, I.: Reverse Engineering of Parts with Optical Scanning and Additive Manufacturing. In: *Procedia Eng.* 69 (2014), S. 795–803. – DOI 10.1016/j.proeng.2014.03.056. – ISSN 1877–7058
- [Peacock 1902] PEACOCK, G.J.: *Method of Making Composition Horseshoes*. 1902
- [Reeves et al. 2011] REEVES, P.; TUCK, C.; HAGUE, R.: Additive Manufacturing for Mass Customization. In: *Mass Customization*. Springer, 2011, S. 275–289
- [Riemer et al. 2014] RIEMER, A.; LEUDERS, S.; THÖNE, M.; RICHARD, H. A.; TRÖSTER, T.; NIENDORF, T.: On the Fatigue Crack Growth Behavior in 316L Stainless Steel Manufactured by Selective Laser Melting. In: *Eng. Fract. Mech.* 120 (2014), 15–25. – DOI 10.1016/j.engfracmech.2014.03.008. – ISSN 0013–7944
- [Ritter 2021] RITTER, S.; MESAGO MESSE FRANKFURT GMBH (Hrsg.): *formnext AM Field Guide compact 2021*. Frankfurt am Main, 2021

- [Roebben et al. 1997] ROEBBEN, G.; BOLLEN, B.; BREBELS, A.; VAN HUMBEECK, J.; VAN DER BIEST, O.: Impulse Excitation Apparatus to Measure Resonant Frequencies, Elastic Moduli, and Internal Friction at Room and High Temperature. In: *Rev. Sci. Instrum.* 68 (1997), Nr. 12, S. 4511–4515. – DOI 10.1063/1.1148422. – ISSN 1089–7623
- [Rosenthal et al. 2018] ROSENTHAL, I.; SHNECK, R.; STERN, A.: Heat Treatment Effect on the Mechanical Properties and Fracture Mechanism in AlSi10Mg Fabricated by Additive Manufacturing Selective Laser Melting Process. In: *Mater. Sci. Eng. A* 729 (2018), S. 310–322. – DOI 10.1016/j.msea.2018.05.074. – ISSN 0921–5093
- [Sames et al. 2016] SAMES, W.J.; LIST, F.A.; PANNALA, S.; DEHOFF, R.R.; BABU, S.S.: The Metallurgy and Processing Science of Metal Additive Manufacturing. In: *Int. Mater. Rev.* 61 (2016), Nr. 5, S. 315–360. – DOI 10.1080/09506608.2015.1116649. – ISSN 0950–6608
- [Sehrt 2010] SEHRT, J.T.: *Möglichkeiten und Grenzen bei der generativen Herstellung metallischer Bauteile durch das Strahlschmelzverfahren: Zugl.: Duisburg, Essen, Univ., Diss., 2010*. Shaker Aachen, 2010 (Berichte aus der Fertigungstechnik). – ISBN 9783832292294
- [Sehrt u. Witt 2009] SEHRT, J.T.; WITT, G.: Auswirkung des anisotropen Gefüges strahlgeschmolzener Bauteile auf mechanische Eigenschaftswerte. In: *RTejournal - Forum für Rapid Technologie* 6 (2009), Nr. 1. <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:186449920>
- [Skrzypek u. Ganczarski 2015] SKRZYPEK, J.J.; GANCZARSKI, A.W.: *Mechanics of Anisotropic Materials*. Springer Cham, 2015. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-319-17160-9>. – ISBN 978–3–319–17159–3
- [Spierings et al. 2011] SPIERINGS, A.B.; SCHNEIDER, M.; EGGENBERGER, R.: Comparison of Density Measurement Techniques for Additive Manufactured Metallic Parts. In: *Rapid Prototyp. J.* 17 (2011), Nr. 5, S. 380–386. – DOI 10.1108/13552541111156504. – ISSN 1355–2546
- [Tapia u. Elwany 2014] TAPIA, G.; ELWANY, A.: A Review on Process Monitoring and Control in Metal-Based Additive Manufacturing. In: *J. Manuf. Sci. Eng. Trans. ASME* 136 (2014), Nr. 6, 060801. – DOI 10.1115/1.4028540. – ISSN 1087–1357
- [Tensi et al. 1972] TENSI, H.M.; DROPMANN, P.; BORCHERS, H.: Portevin-Le Chatelier-Effekt in Aluminium-Magnesium-Einkristallen. In: *Acta Metall.* 20 (1972), Nr. 1, S. 87–93. – DOI 10.1016/0001–6160(72)90116–2. – ISSN 0001–6160

- [Tey et al. 2020] TEY, C.F.; TAN, X.; SING, S.L.; YEONG, W.Y.: Additive Manufacturing of Multiple Materials by Selective Laser Melting: Ti-Alloy to Stainless Steel via a Cu-Alloy Interlayer. In: *Addit. Manuf.* 31 (2020), S. 100970. – DOI 10.1016/j.addma.2019.100970. – ISSN 2214–8604
- [Thijs et al. 2013] THIJS, Lore; KEMPEN, Karolien; KRUTH, Jean-Pierre; VAN HUMBEECK, Jan: Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. In: *Acta Materialia* 61 (2013), Nr. 5, 1809–1819. – DOI 10.1016/j.actamat.2012.11.052. – ISSN 1359–6454
- [Tomas et al. 2020] TOMAS, J.; HITZLER, L.; KÖLLER, M.; KOBYLINSKI, J. von; SEDLMAJER, M.; WERNER, E.; MERKEL, M.: The Dimensional Accuracy of Thin-Walled Parts Manufactured by Laser-Powder Bed Fusion Process. In: *J. manuf. mater. process.* 4 (2020), Nr. 3. – DOI 10.3390/jmmp4030091. – ISSN 2504–4494
- [Tomas et al. 2018] TOMAS, J.; SCHUBERT, T.; BERNTHALER, T.; MERKEL, M.; SCHNEIDER, G.; SELLMER, D.: Laser Sintering of Tungsten Carbide Cutter Shafts with Integrated Cooling Channels. In: *Proceedings of Pro-AM 2018* Bd. 1. 2018, S. 297–302
- [van Elsen 2007] VAN ELSSEN, M.: *Complexity of Selective Laser Melting : a new Optimisation Approach*, KU Leuven, Dissertation, 2007. <https://lirias.kuleuven.be/retrieve/67187>
- [Vannucci 2018] VANNUCCI, P.: *Anisotropic Elasticity*. Springer, 2018. <http://dx.doi.org/10.1007/978-981-10-5439-6>. – ISBN 978–981–10–5438–9
- [Voigt 1928] VOIGT, W.: *Lehrbuch der Kristallphysik:(mit Ausschluss der Kristalloptik)*. Vieweg+Teubner Verlag Wiesbaden, 1928. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-663-15884-4>. – ISBN 978–3–663–15316–0
- [Wang et al. 2020] WANG, Y.; ZHOU, Y.; LIN, L.; CORKER, J.; FAN, M.: Overview of 3D Additive Manufacturing (AM) and Corresponding AM Composites. In: *Compos. - A: Appl. Sci. Manuf.* 139 (2020), S. 106114. – DOI 10.1016/j.compositesa.2020.106114. – ISSN 1359–835X
- [Wohlers et al. 2021] WOHLERS, T.; CAMPBELL, R. I.; D., Olaf; KOWEN, J.; MOSTOW, N.: *Wohlers Report 2021: 3D Printing and Additive Manufacturing : Global State of the Industry*. Fort Collins, Colorado : Wohlers Associates, 2021. – ISBN 9780991333271

- [Wohlers et al. 2018] WOHLERS, T.; CAMPBELL, R.I.; DIEGEL, O.: *Wohlers Report 2018: 3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry : Annual Worldwide Progress Report*. Fort Collins, Colorado : Wohlers Associates Inc, 2018. – ISBN 9780991333240
- [Wohlers et al. 2020] WOHLERS, T.; CAMPBELL, R.I.; DIEGEL, O.; HUFF, R.; KOWEN, J.: *Wohlers Report 2020: 3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry*. Fort Collins, Colorado : Wohlers Associates, 2020. – ISBN 9780991333264
- [Xiao u. Zhang 2014] XIAO, R.; ZHANG, X.: Problems and Issues in Laser Beam Welding of Aluminum–Lithium Alloys. In: *J. Manuf. Process.* 16 (2014), Nr. 2, S. 166–175. – DOI 10.1016/j.jmapro.2013.10.005. – ISSN 1526–6125
- [Yadroitsev et al. 2013] YADROITSEV, I.; BERTRAND, P.; ANTONENKOVA, G.; GRIGORIEV, S.; SMUROV, I.: Use of Track/Layer Morphology to Develop Functional Parts by Selective Laser Melting. In: *J. Laser Appl.* 25 (2013), Nr. 5, 052003. – DOI 10.2351/1.4811838. – ISSN 1042–346X
- [Yang et al. 2017] YANG, L.; HSU, K.; BAUGHMAN, B.; GODFREY, D.; MEDINA, F.; MENON, M.; WIENER, S.: *Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production*. Springer International Publishing, 2017 (Springer Series in Advanced Manufacturing). <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-319-55128-9>. – ISBN 978–3–319–55127–2
- [Yu et al. 2019] YU, W.; SING, S.L.; CHUA, C.K.; TIAN, X.: Influence of Re-Melting on Surface Roughness and Porosity of AlSi10Mg Parts Fabricated by Selective Laser Melting. In: *J. Alloys Compd.* 792 (2019), S. 574–581. – DOI 10.1016/j.jallcom.2019.04.017. – ISSN 0925–8388
- [Zhang 2004] ZHANG, D.: *Entwicklung des Selective Laser Melting (SLM) für Aluminiumwerkstoffe*. Shaker Aachen, 2004 (Berichte aus der Lasertechnik). – ISBN 978–3–8322–3104–0
- [Zhang et al. 2019] ZHANG, J.; SONG, B.; WEI, Q.; BOURELL, D.; SHI, Y.: A Review of Selective Laser Melting of Aluminum Alloys: Processing, Microstructure, Property and Developing Trends. In: *J. Mater. Sci. Technol.* 35 (2019), Nr. 2, S. 270–284. – DOI 10.1016/j.jmst.2018.09.004. – ISSN 1005–0302
- [Zhang et al. 2011] ZHANG, L.C.; KLEMM, D.; ECKERT, J.; HAO, Y.L.; SERCOMBE, T.B.: Manufacture by Selective Laser Melting and Mechanical Behavior of a Bio-medical Ti–24Nb–4Zr–8Sn Alloy. In: *Scr. Mater.* 65 (2011), Nr. 1, 21–24. – DOI 10.1016/j.scriptamat.2011.03.024. – ISSN 1359–6462

Eigene Veröffentlichungen:

Hitzler, Leonhard; Hirsch, Johann; Tomas, Josef; Merkel, Markus; Hall, Wayne; Öchsner, Andreas: In-plane anisotropy of selective laser-melted stainless steel: The importance of the rotation angle increment and the limitation window. In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications 13 (2018).

Tomas Josef; Schubert Tim; Bernthaler Timo; Merkel Markus; Schneider Gerhard; Sellmer Dirk: Laser sintering of tungsten carbide cutter shafts with integrated cooling channels. In: Proceedings of the 3rd International Conferences on Progress in Additive Manufacturing (2018).

Baumgartl, Hermann; Tomas, Josef; Merkel, Markus; Bütner, Ricardo: A novel deep-Learning approach for automated non-destructive testing in quality assurance based on convolutional neural networks. In: Progress in Additive Manufacturing (2019).

Tomas Josef; Hitzler Leonhard; Köller Marco; von Kobylinski Jonas; Sedlmajer Michael; Werner Ewald; Merkel Markus: The dimensional accuracy of thin-walled parts manufactured by laser-powder bed fusion. In: Journal of Manufacturing and Materials Processing (2020)

Tomas Josef; Öchsner Andreas; Merkel Markus: Experimental study on thermal properties of hollow sphere structures. In: Defect and Diffusion Forum (2021)

Tomas Josef; Merkel Markus; Altenbach Holm: On the optical thermography in selective laser melting process. In: Mechanics of Solids (2022)

Schultheiss Garvin; Tomas Josef; Merkel Markus: Influence of relative humidity on thermal properties of tool steel powder. In: Altenbach, H., Johlitz, M., Merkel, M., Öchsner, A. (eds) Lectures Notes on Advanced Structured Materials. Advanced Structured Materials (2022)

Anhang

A. Messergebnisse mechanischer Eigenschaften

A.1. Makroskopische Schliffbilder der unterschiedlich belichteten Proben

Hier werden die Gefügefehler, welche durch den Prozess entstanden sind, dargestellt. Die genauere Beschreibung der Fehler ist in der Abbildungsbeschreibung beschrieben.

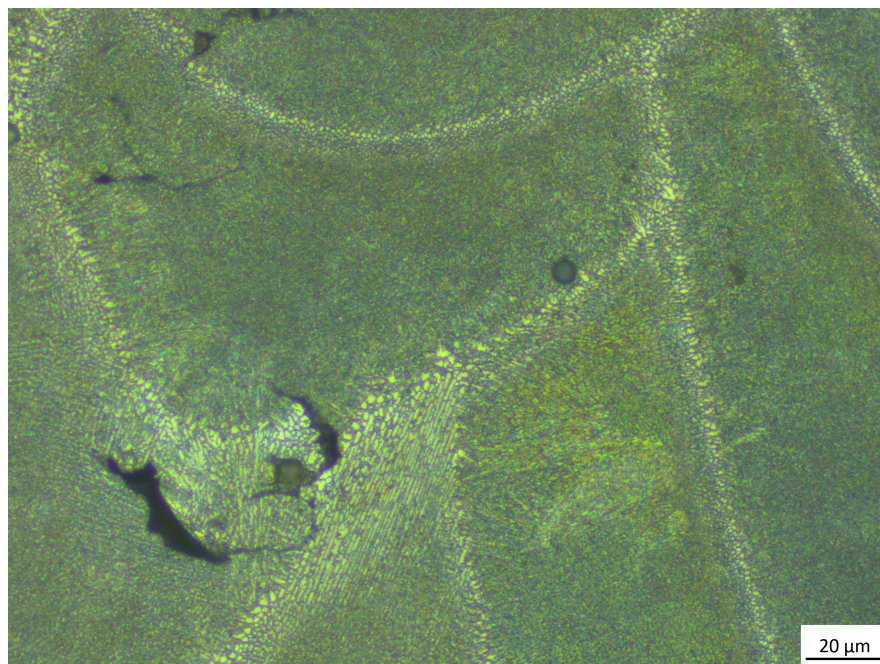


Abbildung A.1: Mikrostruktur der geätzten Probe y0 mit Murakami-Lösung bei 500-facher Vergrößerung, Längsschliff, Keyhole-Fehler zwischen den Schichten und Lunker in der Schicht.



Abbildung A.2: Mikrostruktur der geätzten Probe y0 mit Murakami-Lösung bei 100-facher Vergrößerung, Querschliff, Keyhole-Fehler zwischen den Schichten.

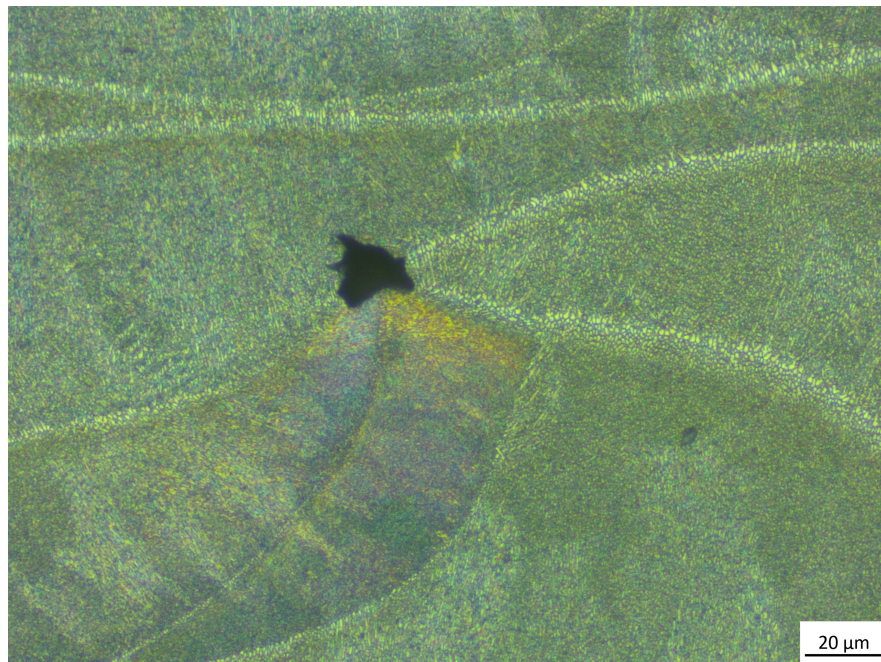


Abbildung A.3: Mikrostruktur der geätzten Probe y0 mit Murakami-Lösung bei 500-facher Vergrößerung, Querschliff, Keyhole-Fehler zwischen den Schichten.

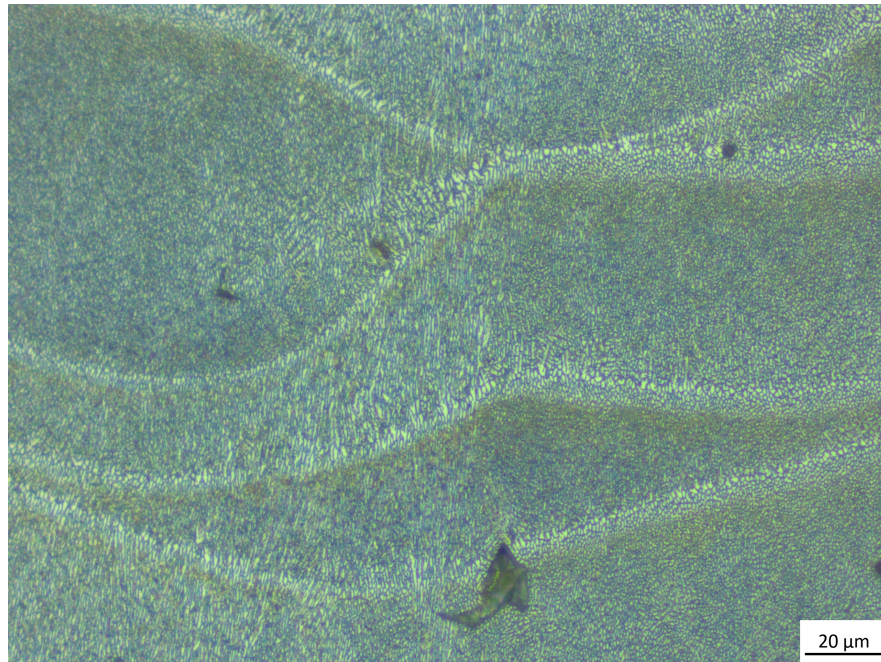


Abbildung A.4: Mikrostruktur der geätzten Probe zy0 mit Murakami-Lösung bei 500-facher Vergrößerung, Längsschliff, Keyhole-Fehler zwischen den Schichten, Ausrichtung der Kristalle entlang der Aufbaurichtung sichtbar.

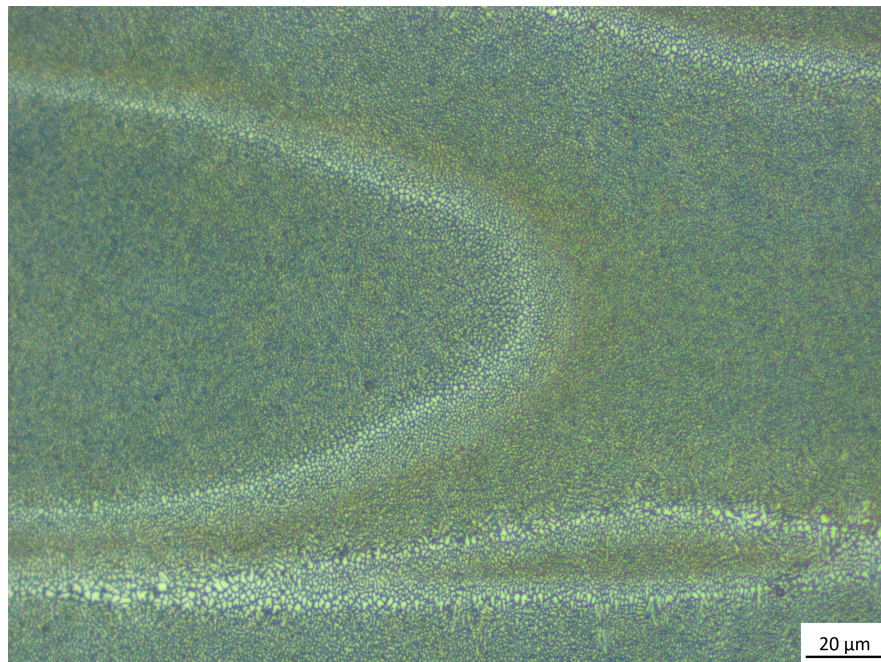


Abbildung A.5: Mikrostruktur der geätzten Probe zy0 mit Murakami-Lösung bei 500-facher Vergrößerung, Querschliff, Ausrichtung der Kristalle senkrecht zu der Aufbaurichtung sichtbar.

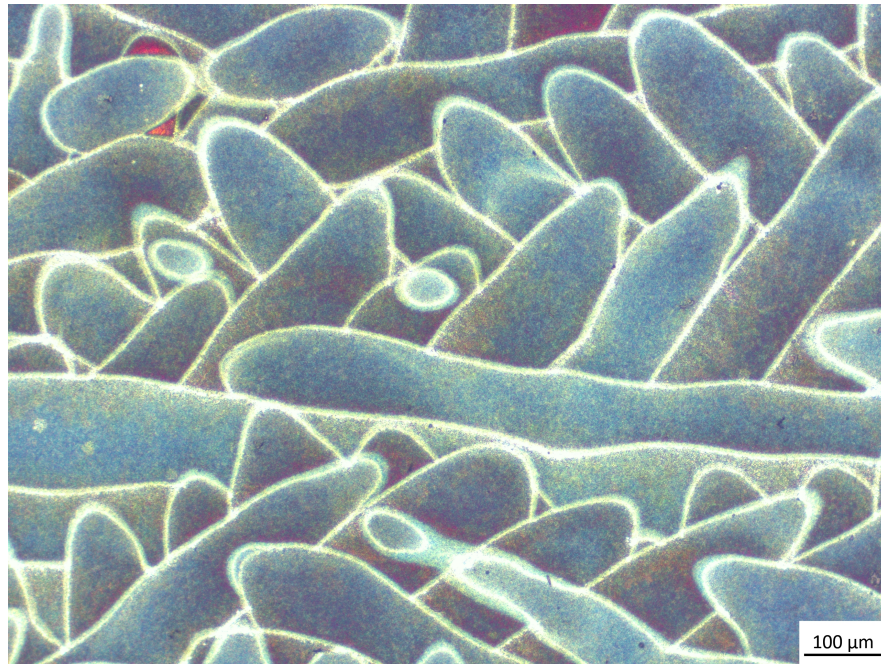


Abbildung A.6: Mikrostruktur der geätzten Probe mit der Strategie 3 (s_3) mit Murakami-Lösung bei 100-facher Vergrößerung, Längsschliff, Standardbelichtung.

A.2. Tabellen und Diagramme der mechanischen Proben

Hier sind die Zugversuche der Proben unter unterschiedlichen Belichtungswinkeln dargestellt.

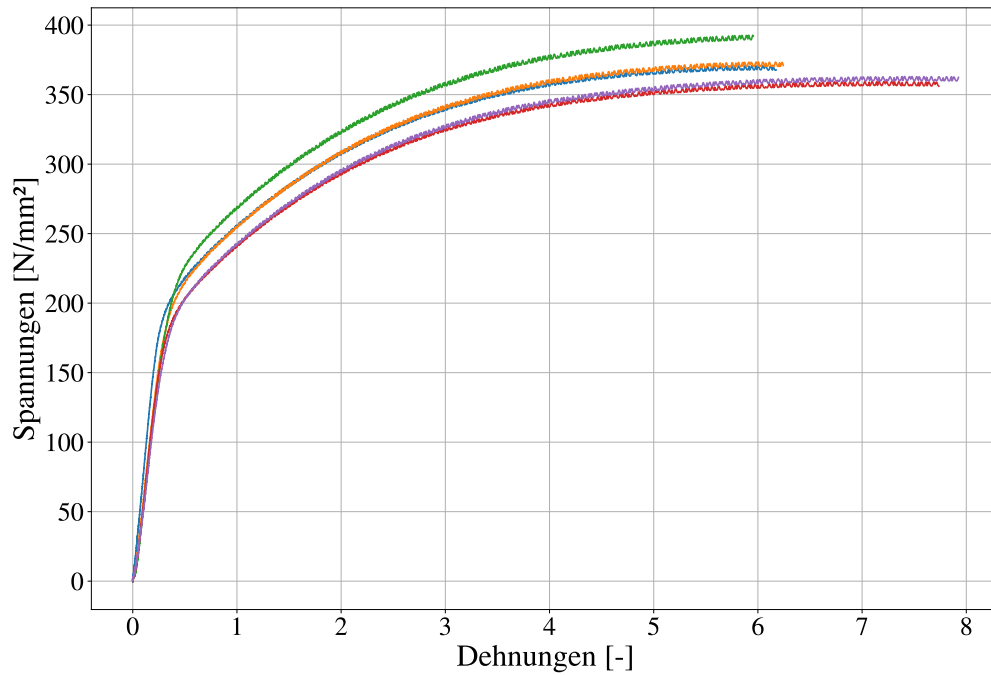


Abbildung A.7: Zugversuch von Proben y15

A.3. Bruchflächen und Fehler im Material durch additive Fertigung

Abbildungen der Bruchflächen und die Schliffbilder an der Bruchstelle.

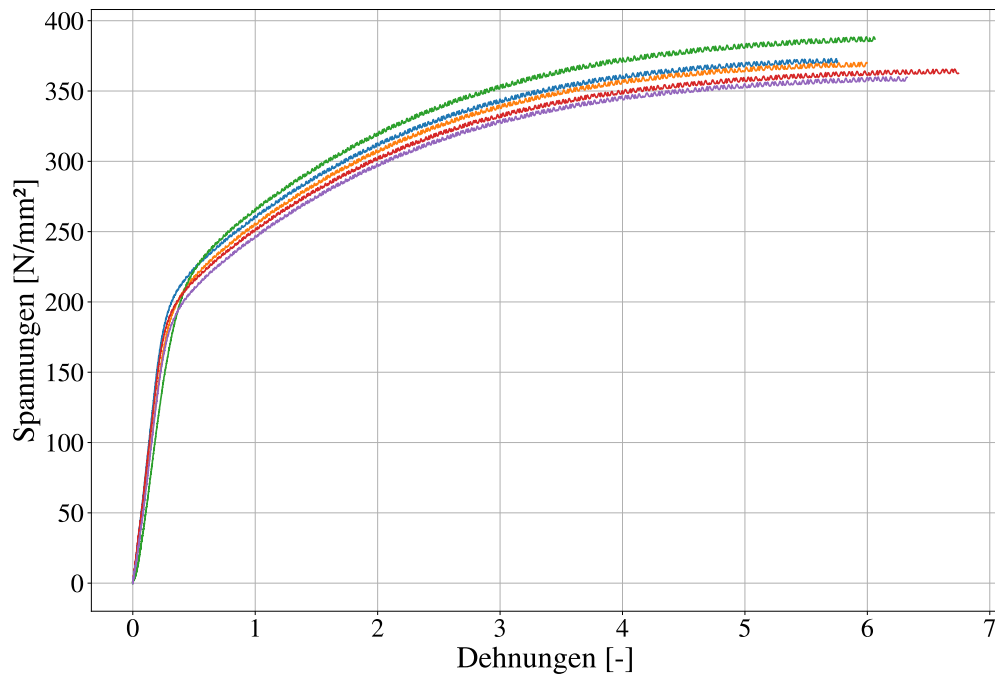


Abbildung A.8: Zugversuch von Proben y30

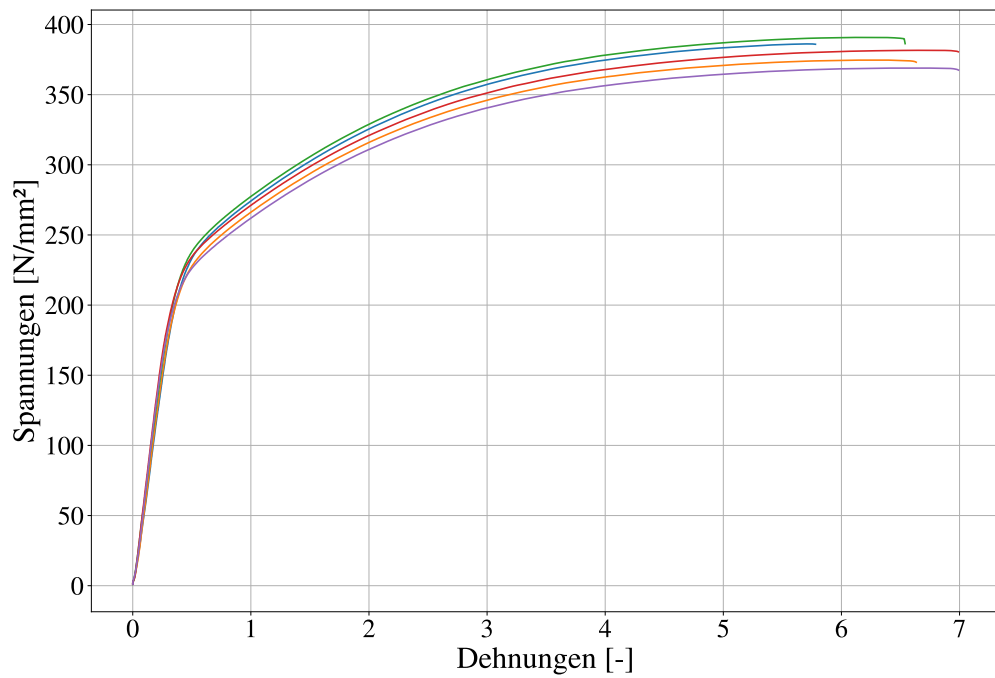


Abbildung A.9: Zugversuch von Proben y60

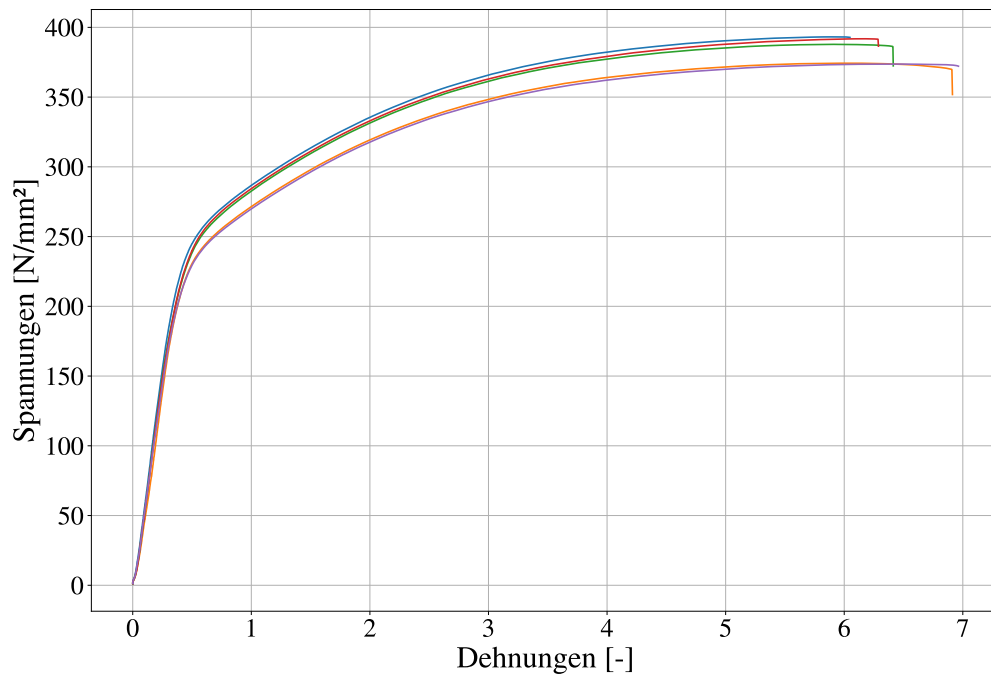


Abbildung A.10: Zugversuch von Proben y75

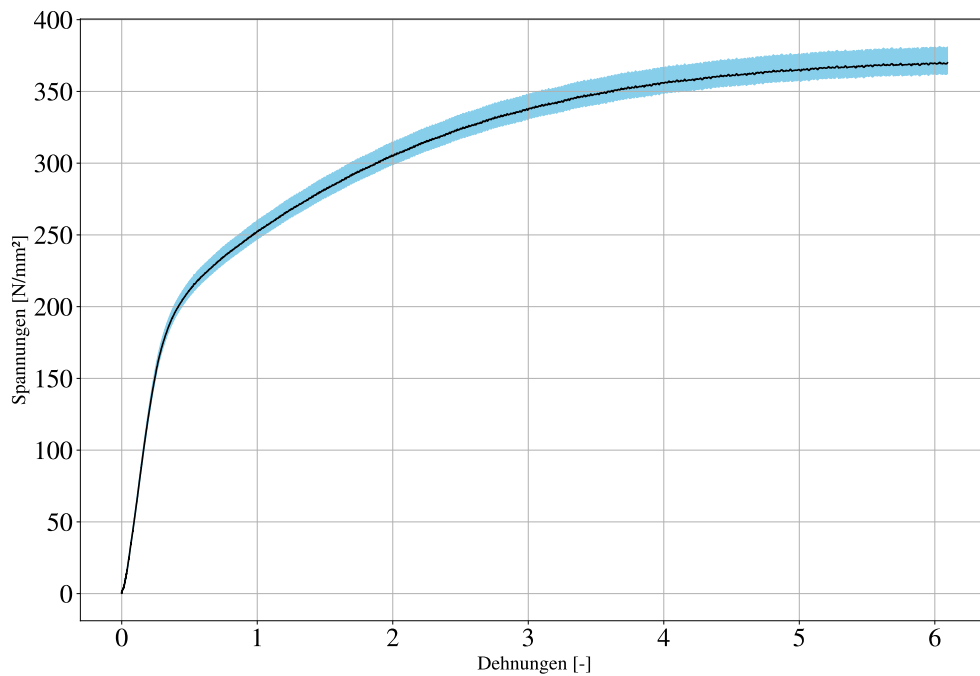


Abbildung A.11: Zugversuch von Proben y15, Mittelwert und Abweichung.

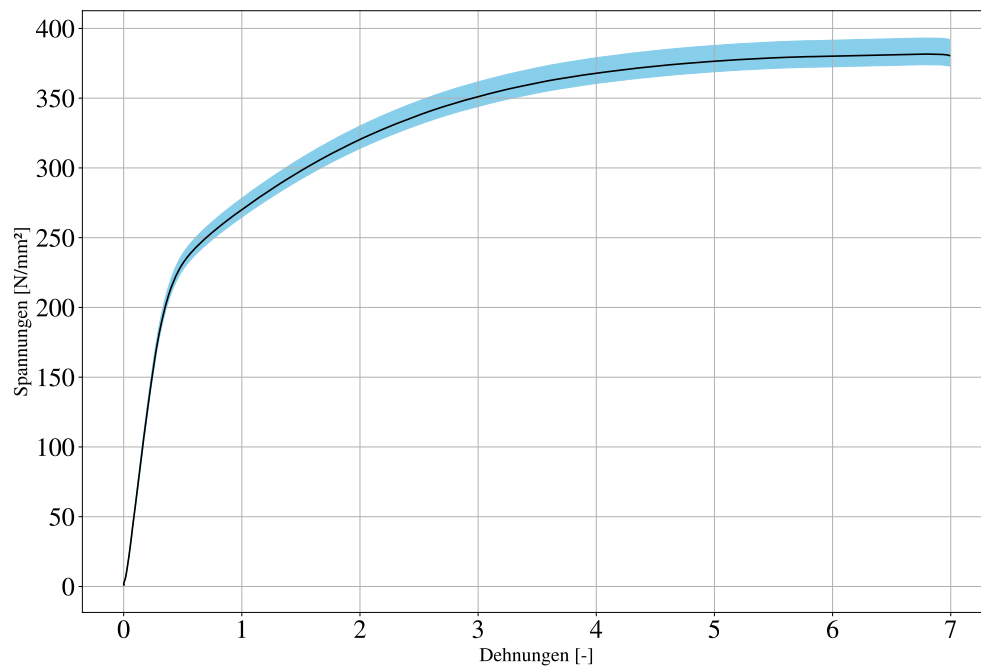


Abbildung A.12: Zugversuch von Proben y60, Mittelwert und Abweichung



Abbildung A.13: Bruchfläche mit Gaseinschlüssen (Lunker) in der Bruchfläche, 10-fache Vergrößerung.

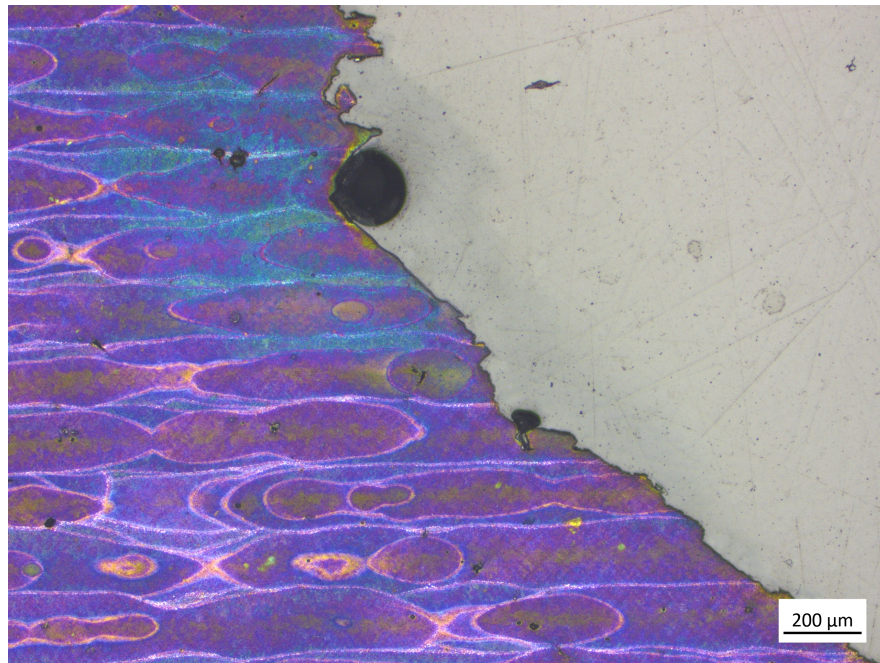


Abbildung A.14: Sicht auf die Bruchkante, geätzt, 500-fache Vergrößerung.

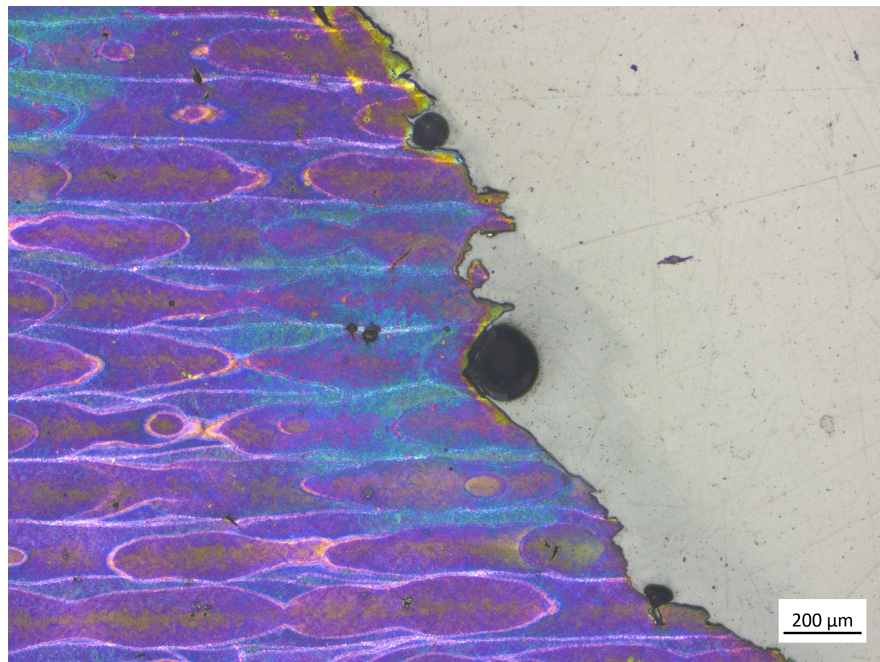


Abbildung A.15: Sicht auf die Bruchkante, geätzt, 500-fache Vergrößerung.

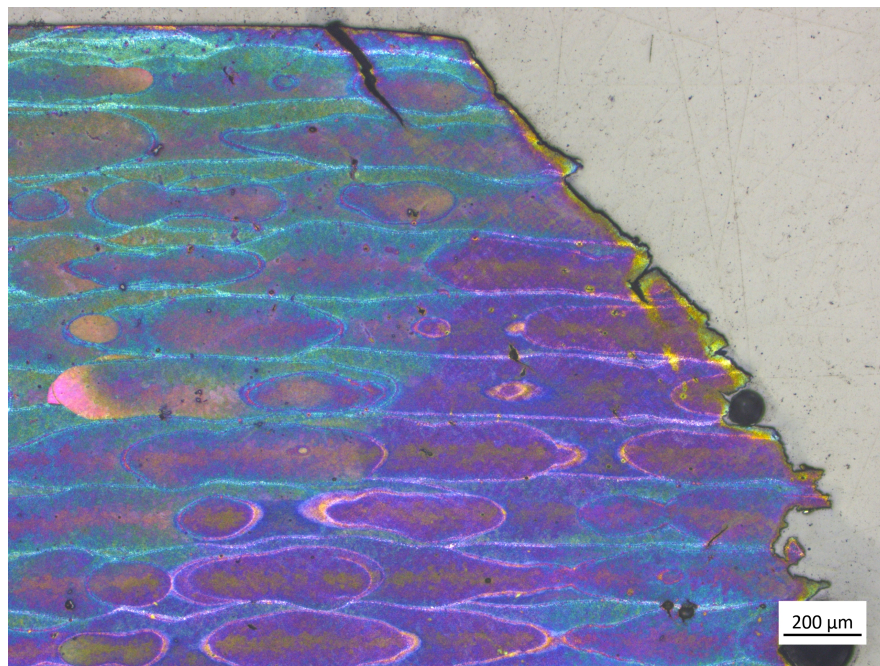


Abbildung A.16: Mikroschliff der geätzten Bruchfläche, 45 °C Bruch mit anschließenden Gewaltbruch.

B. Messergebnisse thermischer Eigenschaften

Die Ergebnisse der Messungen der thermischen Eigenschaften sind unten in der tabellarischen Form dargestellt. Die Abbildungen der Graphen sind im Kapitel 8.2 abgebildet.

Tabelle B.1: Gemessene thermische Eigenschaften der Proben mit unidirektionaler Strategie und der 30 μm Schichtdicke. Bei den Angaben handelt es sich um die Mittelwerte aus zehn Messungen.

Bezeichnung	Λ [W/m K]	STDW Λ [W/m K]	a [mm ² /s]	STDW a [mm ² /s]
y0	119,0	0,38	50,39	0,16
y15	117,0	0,49	49,58	0,21
y30	116,7	0,11	49,45	0,05
y45	117,51	0,21	49,77	0,09
y60	117,9	0,85	49,94	0,36
y75	117,6	0,53	49,81	0,22
y90	115,8	0,47	49,04	0,20
zy0	149,0	1,05	59,32	0,45
zy90	140,0	0,77	59,12	0,33

Tabelle B.2: Gemessene thermische Eigenschaften der Proben mit unidirektionaler Strategie und der 50 μm Schichtdicke. Bei den Angaben handelt es sich um die Mittelwerte aus zehn Messungen.

Bezeichnung	Λ [W/m K]	STDW Λ [W/m K]	a [mm ² /s]	STDW a [mm ² /s]
y0	124,55	0,12	52,75	0,05
y15	123,24	0,72	52,10	0,30
y30	122,10	0,72	51,70	0,30
y45	124,51	1,45	52,78	0,57
y60	126,26	0,31	53,37	0,13
y75	125,61	0,29	53,20	0,12
y90	123,07	0,16	52,13	0,07

Tabelle B.3: Gemessene thermische Eigenschaften der Proben mit verschiedener Strategien (Kapitel 8.2). Bei den Angaben handelt es sich um die Mittelwerte aus zehn Messungen.

Bezeichnung	Λ [W/m K]	STDW Λ [W/m K]	a [mm ² /s]	STDW a [mm ² /s]
s_1	118,0	0,676	49,99	0,286
s_2	119,3	0,661	50,52	0,280
s_3	115,0	0,633	48,70	0,268
s_4	115,5	0,660	48,94	0,268