

# **Untersuchung gradierter Materialeigenschaften bei der additiven Fertigung von Bauteilen aus AlSi10Mg**

Zur Erlangung des akademischen Grades eines  
**DOKTORS DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN**

**(Dr.-Ing.)**

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau des  
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)  
angenommene

DISSERTATION

von

M.Sc. Steffen Czink  
aus Sinsheim

Tag der mündlichen Prüfung: 16. Juli 2024  
Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze  
Korreferent: Prof. Dr. rer. nat. Hadi Mozaffari Jovein



# Kurzfassung

Additiven Fertigungsverfahren wird aufgrund der Designfreiheit sowie der endkonturnahen Herstellung von Bauteilen ein hohes Potenzial in der industriellen Nutzung zugesprochen. Im pulverbettbasierten Laserstrahlschmelzen (PBF-LB) werden Bauteile inkrementell durch lokales Aufschmelzen von Metallpulver mit einem Laserstrahl aufgebaut. Dabei treten prozessbedingte Aufbaufehler auf, welche derzeit noch nicht vollständig ausgeschlossen werden können. Diese Aufbaufehler und die daraus folgende mikrostrukturelle Anisotropie und Gradierung im Material resultieren in einer verminderten Dichte im Vergleich zur Dichte des Vollmaterials sowie in einer richtungs- und ortsabhängig verringerten Festigkeit und Steifigkeit. Der schichtweise Aufbau führt in dem im Rahmen dieser Arbeit betrachteten Leichtbauwerkstoff AlSi10Mg zudem zu unterschiedlichen thermischen Randbedingungen in Abhängigkeit von der Bauteilgeometrie, wodurch sich variierende mikrostrukturelle Charakteristika ausbilden. Daraus resultiert eine starke Abhängigkeit der prozessbedingten Materialeigenschaften von der Bauteilgestalt. Um diese Abhängigkeit bereits im Bauteildesign berücksichtigen zu können, wurden im Rahmen dieser Arbeit die aus dem PBF-LB-Prozess resultierenden mikrostrukturellen und mechanischen Bauteileigenschaften untersucht und der Einfluss auf das Bauteilverhalten bewertet.

Hierzu wurden zunächst geeignete Prozessparameter für eine möglichst defektarme Herstellung von Bauteilen identifiziert. Darauf aufbauend konnte mittels Zugversuchen der Einfluss anlagenspezifischer Effekte, wie beispielsweise einer Verschiebung der Fokuslage durch thermische Linseneffekte, analysiert werden.

Weiterhin wurde der Einfluss von Qualitätsschwankungen im verwendeten Ausgangspulver untersucht. Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse konnte schließlich eine optimierte Prozessführung zur reproduzierbaren Bauteilherstellung abgeleitet werden.

Zur Untersuchung des bauteilgeometrisch bedingten Materialverhaltens wurden auf Basis der optimierten Prozessführung repräsentative Probekörper mit unterschiedlichen geometrischen Charakteristika hergestellt. Durch Zielpreparation konnten kleinskalige Zugproben aus lokal homogenen Bereichen der Probekörper entnommen werden. Dies ermöglichte schließlich die Analyse geometriebedingter Einflussfaktoren auf das lokale mechanische Materialverhalten. Die Versuche zeigten dabei eine Abnahme der Festigkeit an überhängend aufgebauten Bauteilbereichen, welche mit Mikrostrukturanalysen korreliert werden konnte. Mit Härteverläufen konnten des Weiteren lokal auftretende Maxima im Interface zwischen Kontur- und Schraffurbereich identifiziert werden. Für ein detailliertes Verständnis der prozessbedingt auftretenden gradierten Mikrostruktur konnte zudem ein Simulationsmodell zur Beschreibung der lokal vorliegenden Erstarrungsbedingungen entwickelt und angewandt werden. Die durch die Simulation vorhergesagten Gradienten hinsichtlich der charakteristischen Mikrostruktur zeigten dabei eine gute Übereinstimmung mit der experimentell durchgeführten Mikrostrukturanalyse.

Durch Bauteilversuche an topologieoptimierten Demonstratorbauteilen konnte abschließend der Einfluss des prozessbedingt gradierten Materialverhaltens auf das globale Bauteilverhalten analysiert und bewertet werden.

# Danksagung

Die vorliegende Arbeit wurde während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde (IAM-WK) am Karlsruher Institut für Technologie (KIT) angefertigt. Der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) danke ich für die finanzielle Unterstützung. Zum Gelingen dieser Arbeit haben folgende Personen beigetragen, bei denen ich mich an dieser Stelle bedanken möchte:

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze danke ich besonders für die Möglichkeit, die Arbeit an seinem Institut unter seiner Betreuung zu schreiben. Weiterhin gilt ihm mein Dank für die Durchsicht des Manuskripts sowie für Übernahme des Hauptreferats.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. Hadi Mozaffari Jovein danke ich für die Übernahme des Korreferats. Ein weiterer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Martin Cichon für die Übernahme des Vorsitzes.

Mein Dank gilt des Weiteren allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern am IAM-WK, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Besonders hervorheben möchte ich an dieser Stelle die kompetente Unterstützung seitens der Techniker, der mechanischen Werkstatt sowie der Materialografie. Meinem Projektpartner Jan Holoch vom Institut für Produktentwicklung (IPEK) danke ich für den regen Austausch sowie die Unterstützung bei der Topologieoptimierung.

Besonderen Dank möchte ich an meine Kolleginnen und Kollegen der Abteilung Fertigung und Bauteilverhalten für die tolle Zusammenarbeit auf vielen Ebenen aussprechen. Die zahlreichen Diskussionen und Gespräche haben erheblich zur Entstehung dieser Arbeit beigetragen. Besonders erwähnen möchte ich Herrn Dr.-Ing. Stefan Dietrich für sein Vertrauen und seine Unterstützung in zahlreichen Fragestellungen.

Weiterhin gilt mein Dank den zahlreichen studentischen Hilfskräften sowie Abschlussarbeiterinnen und Abschlussarbeitern, die mich bei dieser Arbeit sowie bei zahlreichen weiteren Projekten und Aufgabenstellungen unterstützt haben. Auch danke ich meinen Freunden Thorsten Böhler und Dr. rer. nat. Max Neukum für die Unterstützung bei der sprachlichen Durchsicht dieses Manuskripts. Zu guter Letzt danke ich ganz besonders meiner Familie für den stetigen Rückhalt und die Unterstützung in meinem Werdegang.

Karlsruhe, im Juli 2024

*Steffen Czink*

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Kenntnisstand</b>	<b>3</b>
2.1	Aluminiumlegierungen	3
2.1.1	Legierungssystem Aluminium-Silizium	4
2.2	Pulverbettbasiertes Laserstrahlschmelzen	6
2.2.1	Prozesskette	6
2.2.2	Aufbau und Funktionsweise einer Laserstrahlschmelzanlage	7
2.2.3	Prozessparameter	10
2.2.4	Entstehung von Defekten im PBF-LB-Prozess	12
2.2.5	Einfluss anlagenspezifischer Randbedingungen auf die Bauteildichte	14
2.2.6	Einfluss des verwendeten Ausgangspulvers auf die Bauteildichte	18
2.2.7	Oberflächenbeschaffenheit laserstrahlgeschmolzener Bauteile	20
2.3	Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften laserstrahlgeschmolzener AlSi10Mg-Bauteile	21
2.3.1	Mikrostruktur	21
2.3.2	Mechanische Eigenschaften	27
2.4	Einfluss geometrischer Randbedingungen auf die Qualität laserstrahlgeschmolzener AlSi10Mg-Bauteile	30
2.5	Numerische Simulation des pulverbettbasierten Laserstrahlschmelzens	32

<b>3</b>	<b>Werkstoff und Untersuchungsmethoden</b>	<b>39</b>
3.1	Pulvercharakterisierung und -aufbereitung	39
3.2	Proben- und Bauteilherstellung	40
3.2.1	PBF-LB-Anlage	40
3.2.2	Probengeometrien	41
3.2.3	Zielpräparation lokal homogener Bauteilbereiche in Probenform	42
3.2.4	Demonstratorbauteil	44
3.3	Thermische Anemometrie	45
3.4	Metallografische Untersuchungen	46
3.5	Chemische Analysen	47
3.6	Computertomografische Untersuchungen	48
3.7	Archimedische Dichtebestimmung	49
3.8	Konfokalmikroskopie	49
3.9	Mechanische Charakterisierung	50
3.9.1	Härtemessungen	50
3.9.2	Zugversuche	50
3.9.3	3-Punkt-Biegeversuche	52
<b>4</b>	<b>Simulationsmethoden und Modell für das pulverbettbasierte Laserstrahlschmelzen</b>	<b>53</b>
4.1	Modellierung von Phasenumwandlungen	53
4.2	Modellierung der Laserquelle	56
4.3	Materialmodell	56
4.3.1	Feststoff und Schmelze	56
4.3.2	Pulver	58
4.4	Thermische FE-Prozessmodelle	61
4.4.1	Einzelbahnmodell	61
4.4.2	Schichtmodelle	63

---

<b>5</b>	<b>Prozessoptimierung des pulverbettbasierten Laserstrahlschmelzens</b>	<b>69</b>
5.1	Ermittlung der optimalen Prozessparameter	69
5.2	Prozessschwankungen infolge anlagenspezifischer Randbedingungen und des Ausgangspulvers	75
5.2.1	Thermische Linseneffekte	75
5.2.2	Analyse der Schutzgasströmung	78
5.2.3	Charakterisierung des Ausgangspulvers	80
5.3	Einfluss der Prozessschwankungen auf den Werkstoffzustand	82
5.4	Diskussion	95
5.4.1	Parameterstudie	95
5.4.2	Thermische Linseneffekte und inhomogene Schutzgasströmung	96
5.4.3	Einfluss des verwendeten Ausgangspulvers	99
5.5	Zwischenfazit	101
<b>6</b>	<b>Untersuchungen zum lokalen Materialverhalten auf Probenebene</b>	<b>103</b>
6.1	Experimentelle Untersuchungen	103
6.1.1	Repräsentative Geometrieelemente	103
6.1.2	Metallografische Mikrostrukturanalyse	105
6.1.3	Computertomografische Analyse der Defektstruktur	107
6.1.4	Mechanische Charakterisierung repräsentativer Geometrieelemente	111
6.2	Simulation des pulverbettbasierten Laserstrahlschmelzens	123
6.2.1	Kalibrierung der Laserquelle	123
6.2.2	Simulation der gradierten Erstarrungsbedingungen	126
6.3	Diskussion	131
6.3.1	Experimentelle Untersuchung des gradierten Materialverhaltens	131
6.3.2	Simulative Betrachtung des Erstarrungsverhaltens	136

<b>7</b>	<b>Untersuchung des globalen Bauteilverhaltens</b>	<b>139</b>
7.1	Computertomografische Analyse	140
7.2	Mechanische Bauteilcharakterisierung	141
7.2.1	Härte	141
7.2.2	3-Punkt-Biegeversuche	142
7.3	Bewertung des Prozesseinflusses auf das Bauteilverhalten	144
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>149</b>
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>153</b>
	<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>175</b>
	<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>183</b>
<b>A</b>	<b>Eigene Publikationen</b>	<b>185</b>

# 1 Einleitung

Der Einsatz von Leichtbaukonzepten gewinnt in der modernen Produktentwicklung zunehmend an Bedeutung. In zahlreichen Industriezweigen, wie beispielsweise im Automobilbau sowie in der Luft- und Raumfahrt, führen Leichtbaukomponenten zu einer Steigerung der Effizienz und Leistungsfähigkeit und zu einer Reduktion der CO<sub>2</sub>-Emissionen. Eine Möglichkeit zur Bauteilgestaltung stellt hierbei die dem Strukturleichtbau zugehörige Topologieoptimierung dar. Bei dieser rechnergestützten Methode werden in einem vorgegebenen Designraum die Lastpfade identifiziert, woraus eine optimierte Materialverteilung abgeleitet wird. Die erhaltenen Designvorschläge bestehen dabei oft aus geometrisch komplexen Strukturen, welche eine Berücksichtigung herstellungsbedingter Randbedingungen erforderlich machen.

Additive Fertigungsverfahren stellen infolge der hohen Designflexibilität eine vielversprechende Möglichkeit zur Reduktion herstellungsbedingter Randbedingungen in der Topologieoptimierung dar. Beim pulverbettbasierten Laserstrahlschmelzen (engl. Laser Powder Bed Fusion (PBF-LB)) werden Bauteile schichtweise durch inkrementelles Aufschmelzen von Metallpulver mit einem Laserstrahl aufgebaut. Infolge der Kombination aus guten mechanischen Eigenschaften sowie geringem spezifischen Gewicht zeigt die Aluminium-Gusslegierung AlSi10Mg eine hervorragende Eignung für Leichtbauanwendungen. Die hohen Abkühlraten im PBF-LB-Prozess führen des Weiteren zur Ausbildung einer charakteristischen Mikrostruktur, welche zu überlegenen mechanischen Eigenschaften gegenüber Gusswerkstoffen führen kann. Die Bauteilqualität wird dabei jedoch maßgeblich von den Prozessstellgrößen bestimmt. Eine ungeeignete Prozessführung kann zur Ausbildung von Aufbaufehlern sowie zu Veränderungen

hinsichtlich der Mikrostruktur führen, wodurch schließlich das mechanische Verhalten beeinflusst wird. Weiterhin resultieren aus der schichtweisen Herstellung im PBF-LB-Prozess lokale thermische Effekte, wie eine Wärmeakkumulation an überhängend belichteten Bauteilbereichen. Dies führt schließlich zu einer starken Abhängigkeit der Mikrostruktur und der Materialeigenschaften von der Ausrichtung und der Geometrie des hergestellten Bauteils. Bislang existieren nur wenige Untersuchungen hinsichtlich der bauteilgeometrisch bedingten Mikrostruktur im PBF-LB-Prozess von AlSi10Mg. Insbesondere der Einfluss lokaler Mikrostrukturgradienten auf das Bauteilverhalten ist dabei wenig untersucht.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden die aus dem PBF-LB-Prozess resultierenden gradierten Eigenschaften untersucht und daraus Einflussfaktoren auf das globale Bauteilverhalten herausgearbeitet und bewertet. In einer Prozessoptimierung werden zunächst geeignete Prozessparameter identifiziert. Darauf aufbauend werden anlagenspezifische Effekte sowie der Einfluss von Qualitätsschwankungen im Ausgangsmaterial hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften untersucht und bewertet. Mit der hieraus abgeleiteten optimierten Prozessführung werden schließlich repräsentative Geometrielemente zur Analyse bauteilgeometrischer Effekte hergestellt. Die experimentelle Charakterisierung der aus den gradierten Erstarrungsbedingungen resultierenden zellulären Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften erfolgt durch Zielpräparation lokal homogener Materialbereiche in Probenform. Für ein detailliertes Verständnis der lokal vorherrschenden Erstarrungsbedingungen wird weiter ein Prozessmodell auf Basis der Finiten-Elemente-Methode (FEM) entwickelt und mit experimentellen Ergebnissen abgeglichen. Das Modell ermöglicht schließlich, Rückschlüsse auf den Einfluss geometriebedingter Randbedingungen auf die mikrostrukturellen Werkstoffzustände zu schließen. Durch mikrostrukturelle und mechanische Charakterisierung von topologieoptimierten Demonstratorbauteilen erfolgt anschließend die Analyse und Bewertung des Einflusses des prozessbedingten Materialverhaltens auf Bauteilebene.

# 2 Kenntnisstand

## 2.1 Aluminiumlegierungen

Aluminiumlegierungen sind nach Stählen die weltweit am häufigsten eingesetzten metallischen Werkstoffe. Dabei zeichnen sich Aluminiumlegierungen durch vielfältige Eigenschaften, wie das geringe spezifische Gewicht, das große Festigkeitsspektrum von 70 – 700MPa sowie eine gute Korrosionsbeständigkeit aus [1]. Diese Eigenschaften ermöglichen den Einsatz in verschiedenen Bereichen, wie beispielsweise im Fahrzeugbau sowie im Bauwesen. Aluminiumlegierungen lassen sich in Guss- und Knetlegierungen unterteilen (siehe Abbildung 2.1). Gusslegierungen zeichnen sich durch das gute Formfüllungsvermö-

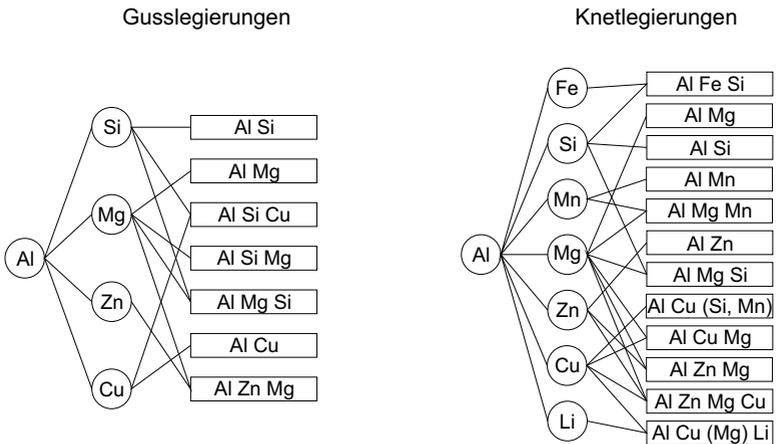
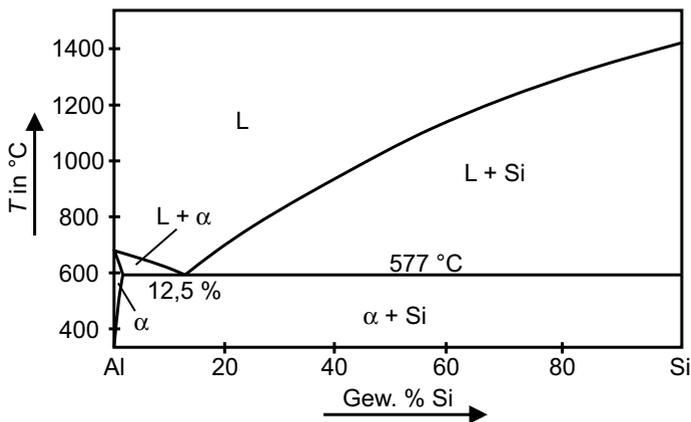


Abbildung 2.1: Übersicht über Aluminiumguss- und Aluminiumknetlegierungen. Angelehnt an [2].

gen sowie eine gute Gießbarkeit aus. Knetlegierungen dagegen zeigen eine hohe plastische Verformbarkeit. Des Weiteren kann zwischen aushärtbaren und nicht aushärtbaren bzw. naturharten Legierungen unterschieden werden.

### 2.1.1 Legierungssystem Aluminium-Silizium

In Abbildung 2.2 ist das binäre Zustandsdiagramm des eutektischen Systems Aluminium-Silizium dargestellt [3]. Der eutektische Punkt befindet sich bei einer Konzentration von 12,5 Gew. % Si sowie einer Temperatur von 577 °C. Dabei beträgt die maximale Löslichkeit von Si im aluminiumreichen  $\alpha$ -Mischkristall 1,65 Gew. %.



**Abbildung 2.2:** Binäres Zustandsdiagramm Aluminium-Silizium. Angelehnt an [3].

Bereich von 5 Gew. % bis über 20 Gew. % und weisen aufgrund des Eutektikums gute Gießeigenschaften sowie eine gute Warmrissbeständigkeit auf [1]. Im Rahmen dieser Arbeit wird im Wesentlichen die untereutektische Gusslegierung AlSi10Mg betrachtet, weshalb diese im Folgenden näher beleuchtet wird.

Aufgrund ihrer hohen gewichtsspezifischen Festigkeit, einer hohen Wärmeleitfähigkeit sowie der guten Korrosionsbeständigkeit wird die Legierung in der Automobilindustrie für Motorengehäuse, Ansaugkrümmer sowie für Wärmetauscher eingesetzt [1]. In Tabelle 2.1 sind die Anteile der wichtigsten Legierungselemente nach DIN EN 1706 dargestellt. Durch den Zusatz von Mg wird die Aushärtbar-

**Tabelle 2.1:** Anteile der wichtigsten Legierungselemente der Gusslegierung AlSi10Mg in Gew. % nach DIN EN 1706 [4].

Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni
Basis	9,0 - 11,0	≤ 0,55	≤ 0,05	0,2 - 0,45	≤ 0,45	≤ 0,05

keit der Legierung ermöglicht. Beim Auslagern des übersättigten Mischkristalls entstehen die festigkeitssteigernden Ausscheidungen aus der  $\beta$ -Phase  $Mg_2Si$  [5]. Das vorhandene Fe führt zur Ausbildung von nadeligen AlFeSi-Ausscheidungen, welche sich negativ auf die Zugfestigkeit sowie die Bruchdehnung auswirken. Diesem Effekt kann durch Zusatz von Mn entgegengewirkt werden [2]. Durch einen Zusatz von 1 Gew. % Cu kann eine Steigerung der Mischkristallhärte erzielt werden [2]. Dabei führen jedoch Anteile von 0,05 Gew. % bereits zur Beeinträchtigung der chemischen Beständigkeit [2]. AlSi10Mg wird typischerweise einer T6-Wärmebehandlung unterzogen, bei welcher zunächst lösungsgeglüht und anschließend warmausgelagert wird. Die dabei erzielte Festigkeitssteigerung ist in Tabelle 2.2 angegeben [6].

**Tabelle 2.2:** Einfluss einer T6-Wärmebehandlung (Lösungsglühen bei 535 °C für 10 h + Auslagerung bei 155 °C für 6 h) auf die mechanischen Eigenschaften von gegossenem AlSi10Mg [6].

Werkstoffzustand	$R_m$ in MPa	$R_{p0,2}$ in MPa	$A_g$ in %	HV1
Gusszustand (F)	193	99	6,5	67 ± 3
Wärmebehandlung (T6)	309	242	6,9	108 ± 6

## 2.2 Pulverbettbasiertes Laserstrahlschmelzen

### 2.2.1 Prozesskette

Die additive Fertigung (engl. additive manufacturing (AM)) gehört nach DIN 8580 zu den urformenden Fertigungsverfahren [7]. Die Bezeichnung umfasst dabei eine Vielzahl von Verfahren, bei denen das Werkstück element- oder schichtweise aufgebaut wird [8]. Das PBF-LB-Verfahren ist ein additives Fertigungsverfahren, bei dem das Werkstück mittels Laserstrahlung aus Metallpulver hergestellt wird [9]. Die Prozesskette lässt sich nach der VDI-Richtlinie 3405 in die Schritte Prozessvorbereitung, Laserstrahlschmelzen und Bauteilnachbearbeitung unterteilen [8].

In der Prozessvorbereitung findet in der Regel zunächst eine softwareseitige Vorbereitung der Bauteilherstellung statt. Hierzu werden die Bauteildaten meist in das STL-Format (engl. Surface Tessellation Language) umgewandelt. Das Format basiert auf einer Triangulation der Bauteiloberfläche und wird von nahezu jeder prozessbegleitenden Software unterstützt [10]. Anschließend erfolgt die Ausrichtung des Bauteils auf der Bauplatte, die Generierung der Stützstruktur sowie die Zuweisung der Prozessparameter, welche im späteren Verlauf ausführlich diskutiert werden. Im Slicing wird das vorbereitete Bauteil schließlich in einzelne Schichten aufgeteilt. Die Bauteilkonturen in jeder Schicht resultieren dabei aus den Schnittpunkten der senkrecht zur Aufbaurichtung orientierten Schnittebene mit den Facetten des STL-Modells. Aus den damit erhaltenen Schichtinformationen erfolgt in der PBF-LB-Anlage der Aufbau des Bauteils. Hierzu wird die PBF-LB-Anlage zunächst vorbereitet. Dieser Schritt umfasst das Einsetzen und Ausrichten einer Bauplatte, die Bestückung der Anlage mit ausreichend Metallpulver sowie das Fluten der Prozesskammer mit Schutzgas [11].

Während des Prozesses erfolgt schließlich der schichtweise Aufbau des Bauteils, welcher in drei sich wiederholende Schritte gegliedert werden kann. Bei der Beschichtung wird eine Pulverschicht mit definierter Schichtstärke auf die zuletzt belichtete Schicht bzw. auf die Bauplatte aufgetragen. Im Belichtungsvorgang

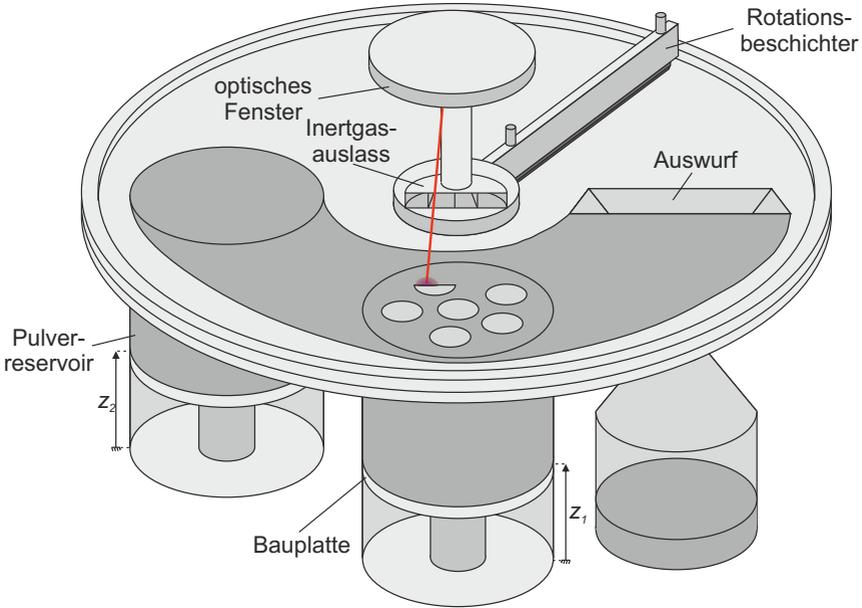
wird das aufgetragene Pulver aufgeschmolzen und mit der zuletzt aufgebauten Schicht bzw. mit der Bauplatte verbunden. Die dabei auftretenden Vorgänge werden in Kapitel 2.2.3 sowie 2.2.4 zusammen mit dem Einfluss einzelner Prozessparameter ausführlich diskutiert. Bei der Positionierung wird die Bauplatte anschließend um die definierte Schichtdicke abgesenkt, wodurch das Auftragen einer weiteren Pulverschicht ermöglicht wird. Nach Beendigung des Bauvorgangs wird zunächst überschüssiges Pulver entfernt, bevor das hergestellte Bauteil aus der Prozesskammer entnommen werden kann. Das überschüssige Pulver kann anschließend aufbereitet und wiederverwendet werden.

Die Bauteilnachbearbeitung umfasst alle Prozessschritte im Anschluss an die Bauteilentnahme aus der Prozesskammer. Hierbei wird zunächst die Stützstruktur entfernt sowie das Bauteil von der Bauplatte getrennt. Anschließend können weitere Schritte zur Oberflächenbehandlung, wie beispielsweise Sandstrahlen, sowie eine zerspanende Nachbearbeitung durchgeführt werden [12].

## 2.2.2 Aufbau und Funktionsweise einer Laserstrahlschmelzanlage

Der Aufbau einer PBF-LB-Anlage ist in Abbildung 2.3 am Beispiel einer kreisförmig aufgebauten Prozesskammer dargestellt. Zum Auftragen des Metallpulvers auf die Bauplatte bzw. auf die zuvor belichtete Schicht wird hierbei ein Rotationsbeschichter eingesetzt. Auf der Belichtungsebene erfolgt anschließend die Belichtung der herzustellenden Bauteile mit einem fokussierten Laserstrahl. Dieser wird über eine durchlässige Scheibe, welche auch als optisches Fenster oder Einkoppelfenster bezeichnet wird, in die Baukammer geführt [13]. Diese bestehen typischerweise aus N-BK7 oder Quarzglas mit einer Antireflexbeschichtung für die entsprechende Wellenlänge. Im Anschluss an die Belichtung wird die Bauplatte um

$$\Delta z_1 = t_s \quad (2.1)$$



**Abbildung 2.3:** Schematische Darstellung der Prozesskammer einer PBF-LB-Anlage.

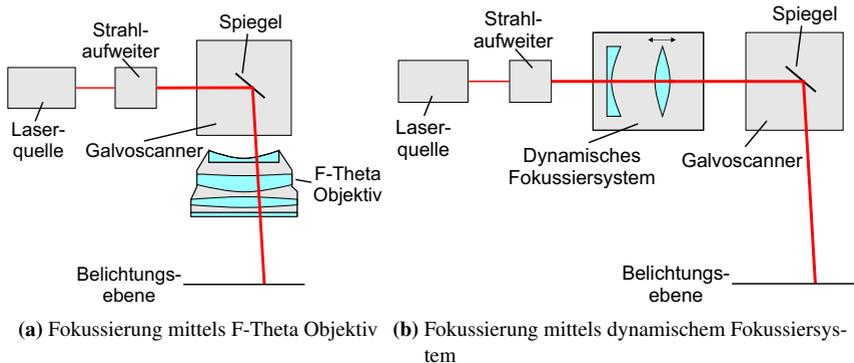
nach unten abgesenkt, wobei  $t_s$  als Schichthöhe bezeichnet wird. Das Pulverreservoir wird um

$$\Delta z_2 = t_s \cdot P_f \quad (2.2)$$

angehoben, wodurch neues Pulver in die Baukammer gefördert wird. Da das Metallpulver eine geringere Dichte als der Feststoff besitzt, ist die Menge an neu zugeführtem Pulver stets um den Faktor  $P_f$  höher als die eingestellte Schichthöhe. Überschüssiges Pulver wird bei der anschließenden Beschichtung in den Auswurf befördert.

Zur Vermeidung von unerwünschten Reaktionen der Schmelze mit der Atmosphäre (Oxidation, Nitrierung) befindet sich die Baukammer zudem während des Prozesses unter Inertgas, wie typischerweise Argon, Helium oder Stickstoff [10]. Das Inertgas wird dabei so in die Baukammer geleitet, dass über der Belichtungsebene eine kontinuierliche Strömung entsteht. Neben der Inertisierung der

Baukammer bewirkt diese Strömung gleichzeitig einen Abtransport von entstehenden Prozessnebenprodukten wie Rauchgasen und Schweißspritzern. In den meisten kommerziellen PBF-LB-Anlagen werden zur Bauteilbelichtung Ytterbium Faserlaser mit einer Wellenlänge von  $1070 \pm 10 \text{ nm}$  verwendet [10]. Eine schematische Darstellung des Strahlengangs ist in Abbildung 2.4 gegeben. Die Positionierung des Laserstrahls erfolgt mit einem Galvoscanner. In diesem



**Abbildung 2.4:** Schematische Darstellung des Strahlengangs des Lasers zur Fokussierung auf der Belichtungsebene.

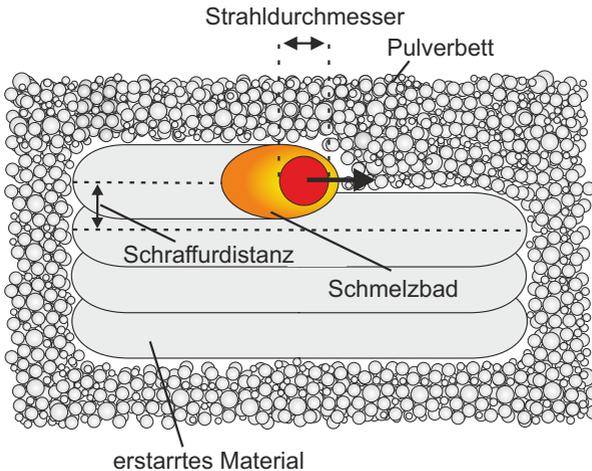
wird der Laserstrahl an drehbaren Spiegeln abgelenkt und kann somit gezielt auf der Belichtungsebene positioniert werden. Zur Sicherstellung eines konstanten Strahldurchmessers in der Belichtungsebene werden in PBF-LB-Anlagen verschiedene Systeme zur Fokussierung eingesetzt. Bei F-Theta Objektiven handelt es sich um ein starres System aus mehreren Linsen, welches im Strahlengang nach dem Galvoscanner angebracht wird (siehe Abbildung 2.4a). Bei dynamischen Fokussiersystemen erfolgt die Flachfeldkorrektur hingegen über eine Anpassung der Fokusebene mit beweglichen Linsen, welche vor dem Galvoscanner angebracht sind (siehe Abbildung 2.4b). Mit einem Strahl-aufweiter kann zudem der Durchmesser des Laserstrahls in der Fokusebene eingestellt werden.

### 2.2.3 Prozessparameter

Die Belichtung einer Schicht erfolgt im PBF-LB-Prozess über einzelne Bahnen, welche auch als Scanvektoren oder Trajektorien bezeichnet werden. Der Vorgang ist in Abbildung 2.5 schematisch in der Draufsicht skizziert. Der Abstand zwischen zwei Scanvektoren wird als Schraffurdistanz  $h$  bezeichnet, der Durchmesser des fokussierten Laserstrahls als Strahldurchmesser  $d$ . Weitere relevante Prozessparameter sind die Leistung  $P$  des Laserstrahls sowie die Scangeschwindigkeit  $v$ , mit der sich der Laser über das Pulverbett bewegt. Die Geschwindigkeit, mit der ein Bauteil im PBF-LB-Prozess aufgebaut wird, kann über die Aufbaurrate aus den eingeführten Prozessparametern mit

$$\dot{V} = v \cdot h \cdot t_s \quad (2.3)$$

abgeschätzt werden [14]. Diese Größe gibt den zeitlichen Volumenzuwachs eines Bauteils während der Belichtung an, vernachlässigt jedoch die Prozesszeiten außerhalb der Belichtung, wie die Zeitspanne zwischen der Belichtung zweier Scanvektoren sowie die Zeit für die Beschichtung mit neuem Pulver.



**Abbildung 2.5:** Schematische Darstellung des Aufschmelzvorgangs im PBF-LB-Prozess.

Der Energieeintrag ins Bauteil bei der Belichtung kann mit der Volumenenergiedichte  $\Psi_V$  bzw. mit der Linienenergiedichte  $\Psi_L$ , welche sich über

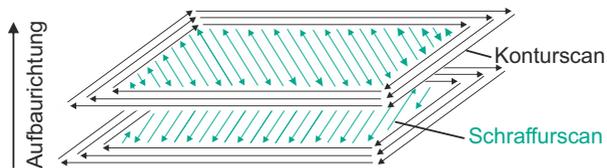
$$\Psi_V = \frac{P}{v \cdot h \cdot t_s} \quad (2.4)$$

sowie

$$\Psi_L = \frac{P}{v} \quad (2.5)$$

aus den Prozessparametern berechnen lassen, bewertet werden [15, 16]. Hierbei ist zu beachten, dass diese Größen idealisierte Werte darstellen, welche von einem optimalen Absorptionsverhalten der Laserstrahlung ausgehen.

Über die Scanstrategie wird die Trajektorie des Lasers während der Belichtung einer Schicht beschrieben. Eine im PBF-LB-Verfahren gängige Scanstrategie ist in Abbildung 2.6 beschrieben. Um eine möglichst hohe Oberflächenqualität zu



**Abbildung 2.6:** Scanstrategie im PBF-LB-Prozess.

erzielen, wird zunächst die Kontur einer Schicht belichtet [17]. Dies wird als Kontur- oder Perimeterscan bezeichnet. Anschließend erfolgt der Schraffurscan, bei dem das Schichtinnere mit parallelen, bidirektionalen Scanvektoren belichtet wird. Um eine möglichst gleichmäßige Struktur im Bauteil zu erzielen, sind die Scanvektoren des Schraffurscans aufeinanderfolgender Schichten meistens um den Rotationswinkel  $\gamma$  zueinander verdreht. Hierbei hat sich ein Wert von  $67^\circ$  etabliert, da sich dabei die Orientierung der Scanvektoren erst nach 18 Schichten um weniger als  $10^\circ$  voneinander unterscheidet [18].

## 2.2.4 Entstehung von Defekten im PBF-LB-Prozess

Die Herstellung von Bauteilen mit dem PBF-LB-Verfahren ist stets mit der Ausbildung von Aufbaufehlern im Material verbunden. Bei einer mechanischen Belastung können diese aufgrund ihrer Kerbwirkung zu lokalen Spannungsüberhöhungen führen und folglich versagenskritisch sein. Neben der Entstehung von Poren, welche im Folgenden ausführlicher vorgestellt wird, kann die Bauteilherstellung im PBF-LB-Verfahren besonders bei ungünstigen Kombinationen aus verwendetem Werkstoff und Prozessparametern auch zur Ausbildung von Rissen führen.

Die im PBF-LB-Prozess auftretenden Poren lassen sich nach ihrem Entstehungsmechanismus in verschiedene Kategorien einteilen, welche im Folgenden erläutert werden.

### 2.2.4.1 Balling

Zur Reduktion der freien Enthalpie strebt die Schmelze im PBF-LB-Prozess stets eine Minimierung der Oberflächenenergie an. Bei einem großen Verhältnis aus Schmelzbadlänge und -breite kann im Schmelzbad eine Plateau-Rayleigh-Instabilität auftreten, welche eine ungleichmäßige Erstarrung in einzelne Sphären zur Folge hat [15, 19]. Infolge der damit verbundenen hohen Oberflächenrauheit entsteht bei der anschließenden Beschichtung ein ungleichmäßiger Pulverauftrag, welcher zur Reduktion der Bauteildichte führen kann. Das Balling-Phänomen wird beim PBF-LB-Prozess von Aluminiumwerkstoffen hauptsächlich bei einer Belichtung mit niedriger Laserleistung in Kombination mit hoher Scangeschwindigkeit beobachtet [20]. Folglich kann der Effekt durch eine geeignete Wahl der Prozessparameter vermieden werden.

#### 2.2.4.2 Bindefehler

Eine Belichtung mit geringer Energiedichte kann zu einer unvollständigen Verbindung aufeinanderfolgender Schichten bzw. benachbarter Schmelzbahnen führen. Diese auch als Bindefehler bezeichneten Defekte sind häufig parallel zu den Scanvektoren orientiert und können eine Größe von bis zu mehreren 100  $\mu\text{m}$  aufweisen [21]. Mittels computertomografischer sowie lichtmikroskopischer Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass Bindefehler zudem durch eine ungleichmäßige Morphologie mit teilweise scharfen Kanten gekennzeichnet sind, welche unter mechanischer Belastung zu hoher Kerbwirkung führen [22]. Die Ausbildung von Bindefehlern kann auch infolge einer lokal erhöhten Schichthöhe aufgrund einer ungleichmäßigen Beschichtung infolge des Balling-Phänomens oder durch die Anlagerung von Schweißspritzern auf der Bauteiloberfläche zustande kommen [22].

#### 2.2.4.3 Gasporen

Gasporen werden auch als metallurgische Poren bezeichnet und haben in der Regel eine sphärische Form mit einem Durchmesser von weniger als 100  $\mu\text{m}$  [20]. Während des Belichtungsvorgangs können Oberflächenturbulenzen zu Schutzgaseinschlüssen im Schmelzbad führen, welche schließlich als Porosität zurückbleiben. Durch Simulationsmodelle des Belichtungsvorgangs auf Basis der numerischen Strömungsmechanik konnte ferner gezeigt werden, dass die in den Hohlräumen zwischen den Pulverpartikeln befindlichen Gase sowie die Verdampfung niedrigschmelzender Legierungsbestandteile ebenfalls zur Ausbildung von Gasporen beitragen können [23].

Infolge der Lagerung des verwendeten Metallpulvers in feuchter Umgebung können sich Wassermoleküle an der Oberfläche der Pulverpartikel anlagern. Die Freisetzung von Wasserstoff aus einer Reaktion der Wassermoleküle mit dem Aluminium führt dabei zur Ausbildung von wasserstoffhaltigen Poren im Werkstoff, deren Entstehung in Kapitel 2.2.6 näher erläutert wird [24, 25].

#### **2.2.4.4 Keyhole-Poren**

Die Belichtung mit hoher Energiedichte führt im Schmelzbad zur Ausbildung einer Dampfkapillare. Durch numerische Simulationsmodelle konnte eine ungleichmäßige Temperaturverteilung innerhalb der Dampfkapillare infolge der Mehrfachreflexion der einfallenden Laserstrahlung aufgezeigt werden [26]. Dabei ist der obere Bereich der Dampfkapillare durch tiefere Temperaturen gekennzeichnet. Infolge der damit verbundenen höheren Oberflächenspannung im oberen Bereich kann im unteren Bereich eine Dampfblase eingeschlossen werden, welche schließlich als Pore zurückbleibt [26].

Befindet sich der Laserstrahl am Ende der Belichtung einer Trajektorie, kann durch die Verzögerung der Spiegeloptik eine lokal erhöhte Energiedichte auftreten. Wird der Laserstrahl am Ende der Belichtung schließlich ausgeschaltet, kann beim damit verbundenen Kollaps der Dampfkapillare ebenfalls eine sogenannte Keyhole-Pore zurückbleiben [20, 27]. Diese Poren treten somit häufig in der Oberflächennähe eines Bauteils auf und sind daher für eine Rissinitiation besonders anfällig [28, 29]. Bei der Verwendung sogenannter Skywriting-Strategien erfolgt eine Verzögerung der Spiegeloptik erst nach dem Abschalten des Laserstrahls. Dadurch kann auftretende Keyhole-Porosität reduziert werden, jedoch wird dabei nach aktuellem Stand der Forschung die Ausbildung von Bindefehlern bevorzugt [30].

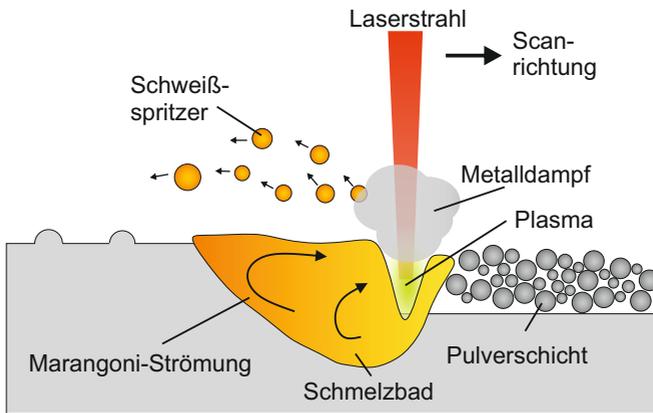
### **2.2.5 Einfluss anlagenspezifischer Randbedingungen auf die Bauteildichte**

#### **2.2.5.1 Schutzgas**

Um unerwünschte Reaktionen des Metalls mit der Umgebung (Oxidation, Nitrierung) zu vermeiden, findet der gesamte Aufbauprozess unter einer Schutzgasatmosphäre statt. Je nach verarbeitetem Werkstoff werden hierbei entweder Stickstoff, Argon oder Helium in Reinform oder als Gemisch verwendet [31]. Neben der Inertisierung der Prozesskammer, dient das verwendete Schutzgas

auch zum Abtransport von Prozessnebenprodukten, welche im Folgenden diskutiert werden.

Durch Analyse des Belichtungsvorgangs mit Hochgeschwindigkeitskameras konnte gezeigt werden, dass im Einkoppelbereich des Laserstrahls eine Fahne aus kondensierten Metalldampfpartikeln entsteht [32]. Infolge der damit verbundenen Verdampfungsvorgänge werden zudem Schweißspritzer aus dem Schmelzbad herausgeschleudert. Der Effekt ist schematisch in Abbildung 2.7 dargestellt. Mikroskopische Untersuchungen der hauptsächlich sphärischen Schweißspritzer



**Abbildung 2.7:** Schematische Darstellung zur Entstehung von Schweißspritzern im PBF-LB-Process. Angelehnt an [33].

zeigten, dass diese einen höheren Durchmesser als das verwendete Ausgangspulver aufweisen können [34].

Zum Abtransport der Schweißspritzer wird das im PBF-LB verwendete Schutzgas daher als Strömung über die Prozesszone geleitet. Hierbei kann jedoch nicht vollständig ausgeschlossen werden, dass einige Schweißspritzer auf dem Pulverbett abgelagert werden, wodurch bei der Belichtung der darauffolgenden Schichten Defekte in Form von Bindefehlern entstehen können [35, 36]. Abhängig vom Design der Prozesskammer und der Schutzgasführung kann die Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases innerhalb der Prozesszone ungleichmäßig verteilt sein [37]. Untersuchungen von Bin Anwar et al. zeigten mittels Zugversuchen

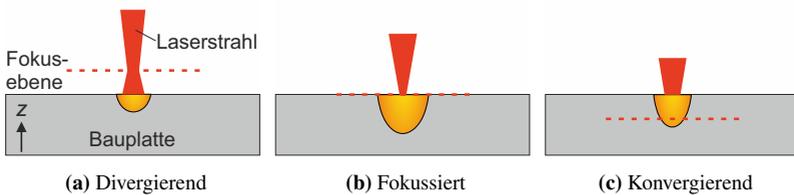
einen deutlichen Einfluss der Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases auf die mechanischen Eigenschaften, welcher auf die Ausbildung von Defekten bei verringerter Strömungsgeschwindigkeit zurückgeführt werden konnte [38].

Neben dem Abtransport von Schweißspritzern erfolgt durch die Schutzgasströmung auch ein Abtransport von Rauchgasen und Partikeln aus kondensiertem Metalldampf. Wird dieser Vorgang aufgrund einer geringen Schutzgasströmung beeinträchtigt, können die verbleibenden Rauchgase mit dem Laserstrahl wechselwirken. Reijonen et al. untersuchten diesbezüglich die Schmelzbahngeometrie in Abhängigkeit der mittels thermischer Anemometrie bestimmten Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases Ar im PBF-LB-Prozess von 316L [39]. Für eine reduzierte Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases wurde anhand lichtmikroskopischer Aufnahmen eine Abnahme in der Querschnittsfläche der Schmelzbahnen festgestellt [39]. Bei niedriger Schutzgasströmung kann ein Anteil der Laserstrahlung bereits von Rauchgasen oder Partikeln aus kondensiertem Metalldampf absorbiert werden, wodurch sich die effektive Laserleistung reduziert. Ferner kann das Laserlicht an den Rauchgasen gebrochen werden, wodurch der Strahldurchmesser auf der Belichtungsebene beeinflusst wird [39].

### **2.2.5.2 Thermischer Linseneffekt**

Infolge der hohen Leistungsdichte der Laserstrahlung im PBF-LB-Prozess können im Strahlengang thermische Wechselwirkungen mit der Laseroptik auftreten, welche zusammengefasst als thermischer Linseneffekt bezeichnet werden. Die vom Laserlicht durchstrahlten optischen Elemente, wie Linsen, Schutzgläser oder Antireflexbeschichtungen, können geringe Mengen an Verunreinigungen aufweisen, wodurch ein Teil der Laserleistung absorbiert wird und sich ein lokaler Temperaturanstieg einstellt. Die damit verbundene Änderung des Brechungsindex sowie die lokale thermische Ausdehnung der optischen Elemente bewirken schließlich eine Verschiebung der Fokusebene (Fokusshift) entgegen der Propagationsrichtung des Laserstrahls [40]. Durch die Vielzahl an eingesetzten Linsen sind PBF-LB-Anlagen, in welchen zur Fokussierung F-Theta Objektive eingesetzt werden, dabei besonders anfällig für einen Fokusshift [41]. Des Weiteren

können unvollständig abtransportierte Rauchgase während des Aufbauprozesses zu einer Verschmutzung des optischen Fensters, durch welches der Laserstrahl in die Prozesskammer geleitet wird, führen [42]. Mit einer Profilierung des Laserstrahls konnte von Haeckel et al. gezeigt werden, dass der damit einhergehende Fokusschift mit fortschreitender Prozessdauer zunimmt. Durch eine Reinigung des optischen Fensters nach Beendigung des Aufbauvorgangs konnte ein auftretender Fokusschift wiederum behoben werden [42].



**Abbildung 2.8:** Schematische Darstellung zum Einfluss thermischer Linseneffekte auf den PBF-LB-Prozess.

Eine Änderung der Fokusebene des Laserstrahls wirkt sich auf den Strahldurchmesser in der Prozessebene aus (siehe Abbildung 2.8). Ein kleiner Strahldurchmesser führt infolge der erhöhten Leistungsdichte zu vermehrt auftretenden Verdampfungseffekten. Durch Mehrfachreflexion der eintreffenden Laserstrahlung in der Dampfkapillare resultiert schließlich eine erhöhte Eindringtiefe. Mikroskopische Untersuchungen verschiedener Autoren zeigten folglich eine zunehmende Anzahl an Keyhole-Poren bei Verwendung eines kleinen Strahldurchmessers [43, 44]. Des Weiteren gilt es, zwischen einer positiven und negativen Defokussierung zu unterscheiden. Bei einer positiven Defokussierung befindet sich die Fokusebene oberhalb der Belichtungsebene, woraus auf der Belichtungsebene eine divergierende Laserstrahlung resultiert. Entsprechend dazu ist die Laserstrahlung bei einer negativen Defokussierung konvergierend, welche gemäß den Untersuchungen von Metelkova et al. wiederum zu ansteigenden Schmelzbahnabmessungen führt [43].

Anhand der dargestellten Untersuchungen konnte die Auswirkung einer Fokusverschiebung auf die Schmelzbahnabmessungen sowie die Porosität erläutert

werden. Die Auswirkung thermischer Linseneffekte auf die Mikrostruktur sowie das mechanische Materialverhalten sind hingegen wenig untersucht. Weiterhin gilt es zu beachten, dass es sich bei thermischen Linseneffekten um rein zeitliche Effekte handelt. Bei der Bauteilherstellung im PBF-LB-Prozess können folglich Überlagerungen mit positionsabhängigen Effekten, wie einer ungleichmäßigen Schutzgasströmung auftreten. Zur detaillierten Analyse der Auswirkung auf das Bauteilverhalten ist schließlich eine Effekttrennung, wie beispielsweise durch eine variierende Belichtungsreihenfolge, notwendig.

## **2.2.6 Einfluss des verwendeten Ausgangspulvers auf die Bauteildichte**

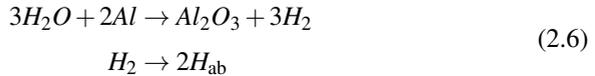
Als Ausgangsmaterial zur Herstellung metallischer Bauteile wird im PBF-LB-Verfahren meist vorlegiertes Metallpulver verwendet. Die Herstellung des Pulvers erfolgt typischerweise durch Aufschmelzen und anschließendes Gasverdünnen des Rohmaterials [45]. Über Siebvorgänge kann schließlich die gewünschte Partikelgrößenverteilung im Ausgangspulver eingestellt werden. Wie bereits in Kapitel 2.2.1 beschrieben, fällt nach dem Bauprozess mittels PBF-LB überschüssiges Pulver an. Um eine möglichst hohe Ressourceneffizienz zu erzielen, kann das überschüssige Pulver nach oder während des Bauprozesses durch einen Siebvorgang aufbereitet und anschließend wiederverwendet werden. Durch diesen Vorgang wird eine Trennung großer Partikel, wie entstandene Schweißspritzer, vom Pulver gewährleistet. Während des Bauprozesses können jedoch weitere Veränderungen im Pulver auftreten, welche im Folgenden näher beleuchtet werden.

Ein wesentlicher Aspekt ist hierbei die Morphologie des Pulvers. Verschiedene Untersuchungen belegen mittels rasterelektronenmikroskopischen (REM) Aufnahmen eine Abnahme der Sphärizität infolge von Satellitenbildung und Verformung einzelner Partikel durch den Beschichtungsvorgang sowie durch zurückgebliebene Schweißspritzer [46, 47]. Hierdurch erhöht sich die Reibung zwischen den Partikeln, wodurch die Fließfähigkeit des Pulvers herabgesetzt wird. Des

Weiteren wird durch eine Zunahme an unregelmäßig geformten Partikeln die Packungsdichte der aufgetragenen Pulverschicht reduziert, wodurch die Entstehung von Poren im Prozess begünstigt wird [45].

Infolge einer mehrfachen Verwendung des Ausgangspulvers kann sich auch dessen chemische Zusammensetzung ändern. Untersuchungen von Tang et al. zeigten diesbezüglich einen mit zunehmender Wiederverwendung ansteigenden Sauerstoffgehalt der Pulverpartikel, welcher auf den Kontakt mit der Umgebungsluft bei der Pulveraufbereitung zurückgeführt werden konnte [48].

Weiterhin konnte mittels gravimetrischer Untersuchungen gezeigt werden, dass sich, infolge einer unsachgemäßen Lagerung in einer feuchten Umgebung, Wasser an den Pulverpartikeln anlagern kann [49, 50]. Analysen mit einem Hall Flowmeter zeigten diesbezüglich eine feuchtigkeitsbedingte Abnahme der Fließfähigkeit des Pulvers [51]. Bei der Belichtung kann das adsorbierte Wasser zudem mit dem Aluminium zu Wasserstoff reagieren,



wobei der Wasserstoff in der Schmelze gelöst wird [52]. Dabei nimmt die Wasserstofflöslichkeit in Aluminium mit der Temperatur zunächst kontinuierlich und bei Erstarrung schließlich sprunghaft um 95 % ab, wodurch sich schließlich sphärische Poren im Feststoff ausbilden [1]. Durch Auftrennen entsprechender porenbehafteter Proben unter Vakuum konnte von Weingarten et al. Wasserstoff im Inneren der Poren nachgewiesen werden [24]. Mittels externer Trocknung des Pulvers, beispielsweise in einem Vakuumofen, kann die Feuchtigkeit im Pulver und die damit verbundene Ausbildung von Wasserstoffporen wiederum reduziert werden [24, 49]. Die Auswirkungen von Feuchtigkeit im Pulver auf die mechanischen Eigenschaften von AlSi10Mg wurde von Riener et al. mittels Zugversuchen untersucht [49]. Die Studie zeigte eine signifikante Abnahme der Festigkeit bei Verwendung von feuchtem Pulver, welcher durch Trocknung des Pulvers entgegengewirkt werden konnte.

## 2.2.7 Oberflächenbeschaffenheit laserstrahlgeschmolzener Bauteile

Verglichen mit konventionellen Fertigungsverfahren haben laserstrahlgeschmolzene Bauteile eine relativ hohe Oberflächenrauheit. Die Mittenrauheit  $R_a$  befindet sich gemäß Literatur in einem Bereich von etwa  $5 - 35 \mu\text{m}$  [53–58]. Die hohe Oberflächenrauheit wirkt sich auf die geometrische Maßhaltigkeit sowie das Ermüdungsverhalten aus und führt somit zu einer Einschränkung hinsichtlich der industriellen Anwendbarkeit additiv gefertigter Bauteile [59]. Besonders an versagenskritischen Bauteilbereichen kann daher durch nachträgliche Oberflächenbehandlungen die Oberflächenqualität verbessert und somit die Lebensdauer gesteigert werden [60, 61]. Nachteilig sind hierbei jedoch die steigenden Prozesszeiten, welche letztlich zu erhöhten Bauteilkosten führen. Geometrisch komplexe Bauteilbereiche, wie Gitterstrukturen oder innenliegende Kanäle, sind des Weiteren schwer zugänglich, wodurch eine Oberflächenbehandlung stark limitiert wird [53].

Im PBF-LB-Prozess führen verschiedene Effekte zu der erhöhten Oberflächenrauheit. Die schichtweise Herstellung von Bauteilen führt dazu, dass jede Schicht lediglich eine Approximation des ursprünglichen CAD-Modells darstellt [10]. Vor allem bei überhängenden Bauteilbereichen kann diese Approximation zum sogenannten Treppenstufen-Effekt und zu einer damit verbundenen erhöhten Oberflächenrauheit führen [55, 62]. Des Weiteren können Instabilitäten im Schmelzbad auftreten, welche zum Balling-Phänomen führen. REM-Aufnahmen zeigen, dass dadurch die Ausbildung einer kontinuierlichen Schmelzbahn behindert wird, wodurch schließlich eine raue und tropfenförmige Oberflächenmorphologie resultiert [63]. Auch ungeschmolzene oder teilweise aufgeschmolzene Pulverpartikel, welche an der Bauteiloberfläche anhaften, beeinflussen die Oberflächenbeschaffenheit von PBF-LB-Bauteilen [56]. Durch eine Anpassung der Prozessparameter kann die Oberflächenrauheit deutlich reduziert werden. Die resultierende Rauheit kann dabei als Funktion der Linienenergiedichte  $\Psi_L$ , welche sich nach Gleichung 2.5 aus der Laserleistung  $P$  und der Scangeschwindigkeit  $v$

zusammensetzt, ausgedrückt werden. Mikroskopische Untersuchungen der Oberfläche verschiedener Autoren zeigen, dass sich das Verhalten in drei Bereiche einteilen lässt [56–58, 64]. Im Bereich niedriger Linienenergiedichte dominiert der Balling-Effekt infolge von Instabilitäten im Schmelzbad, woraus schließlich hohe Oberflächenrauheiten resultieren. Bei hohen Linienenergiedichten führen verstärkt auftretende Marangoni-Ströme im Schmelzbad zu Instabilitäten [57]. Des Weiteren führt eine hohe Linienenergiedichte zu verstärkter Anhaftung einzelner Pulverpartikel an der Oberfläche [56, 64]. Zwischen den beiden Bereichen tritt folglich ein Optimum hinsichtlich der Oberflächenrauheit auf. Gemäß der Literatur befindet sich das Optimum bei einer Linienenergiedichte von etwa  $3 - 6 \text{ Jcm}^{-1}$  [56, 57]. Neben der Linienenergiedichte wird die Oberflächenbeschaffenheit von PBF-LB-Bauteilen weiterhin von bauteilgeometrischen Randbedingungen, wie beispielsweise dem Aufbauwinkel, beeinflusst [58]. Dieser Effekt wird in Kapitel 2.4 ausführlich diskutiert.

## **2.3 Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften laserstrahlgeschmolzener AlSi10Mg-Bauteile**

### **2.3.1 Mikrostruktur**

Aufgrund der vorliegenden Prozessbedingungen treten bei der Belichtung im PBF-LB-Verfahren Abkühlraten von  $10^3 - 10^8 \text{ K/s}$  auf [31]. Diese hohen Abkühlraten führen zu einer charakteristischen Mikrostruktur laserstrahlgeschmolzener Bauteile aus AlSi10Mg, woraus die gegenüber den Gusswerkstoffen gesteigerten quasistatischen mechanischen Eigenschaften resultieren [31].

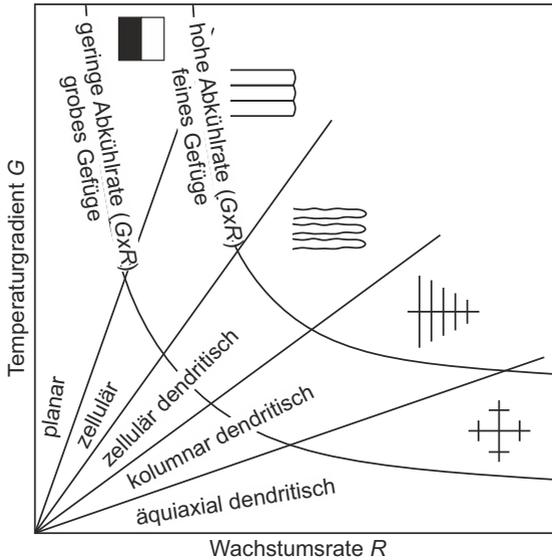
Die Feinheit und Morphologie der sich ausbildenden Mikrostruktur ist dabei vom Temperaturgradienten bei der Erstarrung

$$G = \frac{dT}{dx} \quad (2.7)$$

sowie von der Wachstumsrate der Erstarrungsfront

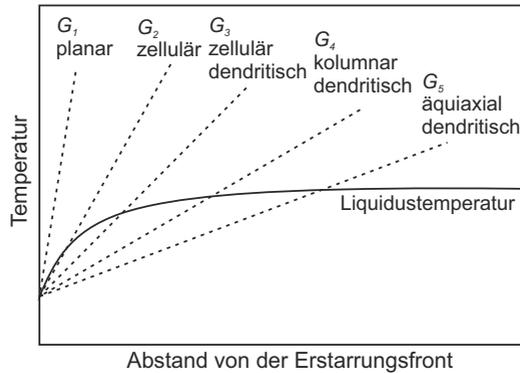
$$R = \frac{dx}{dt} \quad (2.8)$$

abhängig [65]. In Abbildung 2.9 ist dieser Zusammenhang schematisch dargestellt. Die Abkühlrate kann mit  $G \times R$  ausgedrückt werden und bestimmt die



**Abbildung 2.9:** Schematische Darstellung der Feinheit und Morphologie der sich ausbildenden Mikrostruktur in Abhängigkeit des Temperaturgradienten  $G$  sowie der Wachstumsrate  $R$ . Angelehnt an [65].

Feinheit der Mikrostruktur. Die Morphologie der sich einstellenden Mikrostruktur wird von der konstitutionellen Unterkühlung der Schmelze bestimmt und kann mit dem Quotienten  $G/R$  ausgedrückt werden (siehe Abbildung 2.10) [66]. Bei der Erstarrung kann von einer eingeschränkten Diffusion in der Schmelze ausgegangen werden. Aufgrund der untereutektischen Legierungszusammensetzung wird der Bereich vor der Erstarrungsfront gemäß dem in Abbildung 2.2 dargestellten Zustandsdiagramm mit Si angereichert, woraus ein Anstieg der

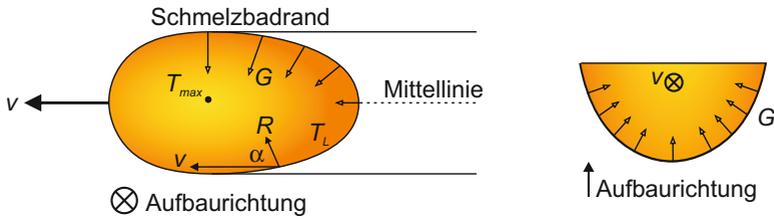


**Abbildung 2.10:** Konstitutionelle Unterkühlung in Abhängigkeit verschiedener Temperaturgradienten in der Schmelze. Angelehnt an [65].

Liquidustemperatur mit zunehmendem Abstand von der Erstarrungsfront resultiert [65]. Bei einem hohen Temperaturgradienten  $G_1$  bleibt die Temperatur an der Erstarrungsfront stets über der Liquidustemperatur. Folglich tritt keine konstitutionelle Unterkühlung der Schmelze auf. Wachsen Kristallite dabei in die Schmelze, werden diese erneut aufgeschmolzen, wodurch sich eine planare Mikrostruktur ausbildet. Verringert sich jedoch der Temperaturgradient in der Schmelze ( $G_2$  bis  $G_5$ ), liegt eine konstitutionelle Unterkühlung der Schmelze vor und Kristallite können in die unterkühlte Schmelze wachsen, wodurch sich eine zelluläre bis hin zur dendritischen Struktur ausbilden kann [65].

Im PBF-LB-Prozess von AlSi10Mg treten über den Querschnitt eines Schmelzbads unterschiedliche thermische Randbedingungen auf, welche in Abbildung 2.11 schematisch dargestellt sind. Infolge der inhomogenen Temperaturverteilung im Schmelzbad nehmen demnach die Temperaturgradienten entlang der Schmelzbadgrenzen (Liquidustemperatur  $T_L$ ) vom Rand bis zur Mittellinie ab. Die Wachstumsrate  $R$  kann näherungsweise mit

$$R = v \cdot \cos\alpha \quad (2.9)$$



**Abbildung 2.11:** Temperaturgradienten und Wachstumsgeschwindigkeiten entlang der Schmelzbadgrenzen. Angelehnt an [65, 67].

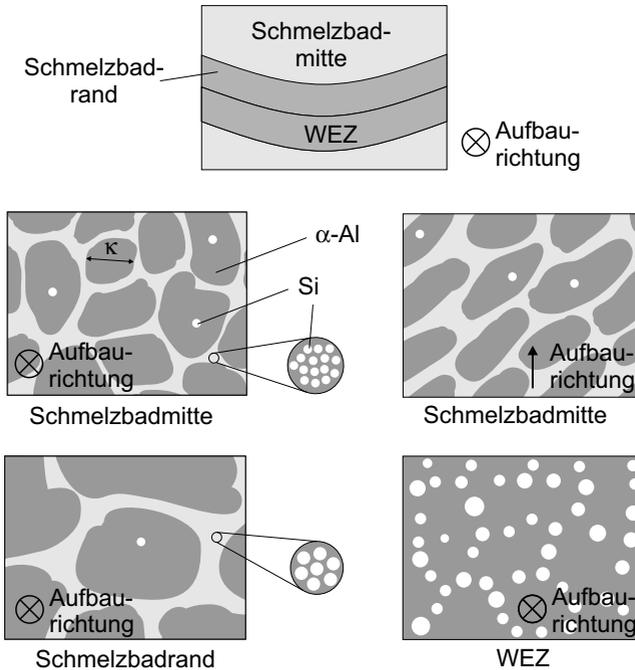
ausgedrückt werden, wobei  $v$  die Scangeschwindigkeit und  $\alpha$  der Winkel zwischen der Propagationsrichtung des Laserstrahls und der Wachstumsrichtung darstellen. Die Wachstumsrate steigt somit vom Schmelzbadrand bis zur Mittellinie auf die Scangeschwindigkeit an. Vom Schmelzbadrand bis zur Mittellinie tritt folglich eine Abnahme des Quotienten  $G/R$  auf, welche eine Änderung der Mikrostruktur über den Querschnitt einer Schmelzbahn bewirkt.

In Abbildung 2.12 ist die sich im PBF-LB-Prozess einstellende Mikrostruktur von AlSi10Mg entlang eines Schmelzbadquerschnitts schematisch dargestellt. Infolge der bei der Erstarrung auftretenden unterschiedlichen Randbedingungen treten drei charakteristische Bereiche hinsichtlich der Mikrostruktur auf: Schmelzbadmitte, Schmelzbadrand und Wärmeeinflusszone (WEZ).

Den größten Bereich stellt darunter die Schmelzbadmitte mit einer feinen zellulär dendritischen Mikrostruktur dar. Während der Erstarrung führen die vorliegenden Temperaturgradienten zu einem Wachstum der Zellen in Richtung der Schmelzbadmitte, wodurch eine ausgerichtete Morphologie der Zellen resultiert. Die zelluläre Struktur besteht dabei aus einer Matrix aus primärkristallisiertem  $\alpha$ -Al und eutektisch erstarrten Zellwänden. Die Zellgröße  $\kappa$  in der Schmelzbadmitte kann mit der Gleichung

$$\kappa = a_c (G \times R)^{-m} \quad (2.10)$$

aus der Abkühlrate  $G \times R$  sowie den Konstanten  $a_c$  und  $m$  abgeschätzt werden [69]. Je nach verwendeten Prozessparametern werden in der Literatur Werte im Bereich von etwa 400 – 900 nm angegeben [67, 68, 70–72]. Infolge der hohen



**Abbildung 2.12:** Schematische Darstellung der Mikrostruktur von PBF-LB AlSi10Mg. Angelehnt an [68].

Abkühlraten im PBF-LB-Prozess von bis zu  $10^8 \text{ K s}^{-1}$  liegt innerhalb der Zellen ein übersättigter Mischkristall vor [67, 73]. Die in der Literatur dargestellten Werte für die Konzentration von Si im  $\alpha$ -Al reichen dabei von 2,3 – 6,5 Gew. % [67, 68, 72, 74]. Zum Vergleich beträgt die maximale Löslichkeit von Si in Al bei eutektischer Temperatur gemäß Al-Si Zustandsdiagramm 1,65 Gew. % [75]. Innerhalb der Matrix treten des Weiteren vereinzelte nanokristalline Si-Ausscheidungen mit einer Größe von etwa 50 nm auf [68, 76].

Am Rand des Schmelzbads tritt eine etwa  $7 \mu\text{m}$  breite Zone mit einer vergrößerten Mikrostruktur auf [68]. In der Literatur werden hierfür die inhomogenen Erstarrungsbedingungen entlang der Schmelzbadgrenzen als mögliche Ursachen genannt (siehe Abbildung 2.11) [67]. Andere Autoren begründen wiederum die Ausbildung einer vergrößerten Zone durch unvollständiges Aufschmelzen der

zuvor belichteten Schicht am Schmelzbadrand. Demnach führt der thixotrope Zustand ( $T_S \leq T \leq T_L$ ) in Kombination mit der Marangoni-Strömung im Schmelzbad zu der Ausbildung von vergrößerten globularen Zellen aus  $\alpha$ -Al [73, 77–79]. Wang et al. konnten diesbezüglich die Vergrößerung der Mikrostruktur im thixotropen Zustand auf eine Kombination aus der Ostwald-Reifung sowie Wachstum durch Koaleszenz zurückführen [80].

Außerhalb des Schmelzbadrands befindet sich eine Wärmeeinflusszone (WEZ) mit einer Größe von etwa  $2 - 7 \mu\text{m}$  [68, 73]. In dieser Zone bleibt die Temperatur geringer als  $T_S$ , sodass dort eine kurzzeitige lokale Wärmebehandlung des bereits aufgebauten Umgebungsmaterials erfolgt. Dabei beginnt sich die zelluläre Struktur aufzulösen, indem sich aus dem eutektisch erstarrten Si in den Zellwänden vergrößerte Si-Ausscheidungen bilden [73, 81, 82]. Delahaye et al. zeigten mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie, dass in der Wärmeeinflusszone jedoch weiterhin ein übersättigter Mischkristall aus  $\alpha$ -Al vorliegt, woraus geschlossen werden kann, dass die Dauer der Wärmebehandlung zu kurz für eine Diffusion des gelösten Si zu den Zellwänden ist [68].

Wie bereits dargestellt, verläuft die Erstarrung im PBF-LB-Prozess vom Rand zur Mitte einer Schmelzbahn. Das Wachstum findet dabei bevorzugt epitaktisch entlang der  $\langle 100 \rangle$ -Richtung statt, woraus schließlich eine Texturierung resultiert. Aus den gradierten Erstarrungsbedingungen resultieren am Schmelzbadrand kolumnare und in der Schmelzbadmitte globulare Körner [31, 83]. Mittels Elektronenrückstreubeugung (engl. electron backscatter diffraction (EBSD)) wurde eine durchschnittliche Korngröße von etwa  $7 \mu\text{m}$  ermittelt [84].

Wie bereits in Abbildung 2.9 dargestellt, wird die aus dem PBF-LB-Prozess resultierende Mikrostruktur von AlSi10Mg von vorliegenden Erstarrungsbedingungen beeinflusst. Im PBF-LB-Prozess lassen sich die Abkühlbedingungen durch eine Variation der Prozessstellgrößen einstellen. Beispielsweise führt eine zunehmende Scangeschwindigkeit zu einem höheren Temperaturgradienten sowie gemäß Gleichung 2.9 zu einer höheren Wachstumsgeschwindigkeit, woraus eine feinere zelluläre Mikrostruktur resultiert [70, 85]. Zur Reduktion von Eigenspannungen und Bauteilverzug findet der Aufbauprozess in zahlreichen Anlagen mit einer Heizung zur Erhöhung der Bauplattentemperatur statt [31]. Hierbei werden die Temperaturgradienten im PBF-LB-Prozess gesenkt, wodurch

sich eine gröbere zelluläre Struktur einstellt. Des Weiteren führt eine Bauplattheizung zur Ausscheidungsbildung aus dem übersättigten Mischkristall im Zellinneren [67].

Die Mikrostruktur kann durch eine dem PBF-LB-Prozess nachgeschaltete Wärmebehandlung weiter beeinflusst werden. Mittels einer Auslagerung in einem Temperaturbereich von 170 – 180 °C (engl. Direct Aging (DA)) und anschließender Ofenabkühlung kann die Anzahl der Si-Ausscheidungen innerhalb der zellulären Struktur erhöht werden [67, 86]. Bei höheren Temperaturen beginnt sich schließlich die zelluläre Struktur aufzulösen und es bilden sich vergrößerte Si-Partikel aus [81, 87]. Mittels einer T6-Wärmebehandlung können sich weitere Ausscheidungen, bestehend aus der  $\beta$ -Phase  $Mg_2Si$ , bilden [5, 81].

## 2.3.2 Mechanische Eigenschaften

In Tabelle 2.3 sind zur Bewertung der quasistatischen mechanischen Eigenschaften repräsentative Zugversuchsergebnisse aus der Literatur von Proben aus PBF-LB AlSi10Mg in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen dargestellt. Ver-

**Tabelle 2.3:** Vergleich der Zugversuchseigenschaften vertikal aufgebauter Proben aus PBF-LB AlSi10Mg in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen.

Zustand	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_g$ in %	Quelle
as-built	278	437	3,4	[88]
as-built	250	435	7,5	[67]
as-built	305	465	6,5	[72]
300 °C 4 min	220	322	7,3	[72]
300 °C 40 min	192	282	12,8	[72]
500 °C 2 h	98	185	16,7	[72]
T6	194	254	7,6	[72]

glichen mit Proben im Gusszustand (siehe Tabelle 2.2) zeigen die laserstrahlgeschmolzenen Proben im Zustand direkt nach dem Aufbauprozess (engl. as-built) aufgrund der feinen zellulären Mikrostruktur eine erhöhte Streckgrenze sowie Zugfestigkeit.

Die vergleichsweise hohe Streckgrenze resultiert aus der Kombination verschiedener Verfestigungsmechanismen, welche die Versetzungsbewegung im Werkstoff behindern. Der infolge der hohen Abkühlgeschwindigkeiten im PBF-LB-Prozess vorliegende übersättigte Mischkristall führt zu einem Beitrag der Mischkristallverfestigung  $\sigma_{\text{Mischkristall}}$  [70, 72]. Für die AlSiMg-Legierung A357 konnten Yang et al. den Anteil des im  $\alpha$ -Mischkristall gelösten Si durch Subtraktion des mittels der Rietveld-Methode aus Röntgenbeugungsdiagrammen erhaltenen Si-Anteils in Ausscheidungen von dem mittels Atomemissionsspektroskopie ermittelten totalen Si-Gehalt ermitteln. Zusammen mit geringen Anteilen Fe und Mg, welche als im  $\alpha$ -Mischkristall gelöst angenommen wurden, konnte für die Mischkristallverfestigung ein Wert von  $\sigma_{\text{Mischkristall}} = 37$  MPa berechnet werden [89]. Die im Inneren der Zellen ausgebildeten Si-Ausscheidungen führen zu einem Beitrag der Ausscheidungsverfestigung  $\sigma_{\text{Orowan}}$ , für welchen in der Literatur auf Grundlage elektronenmikroskopischer Aufnahmen Werte im Bereich von 59 – 80 MPa ermittelt wurden [76, 90, 91]. Durch Auswertung raster-transmissionselektronenmikroskopischer (RTEM) Hellfeldaufnahmen wurde von Hadadzadeh et al. die Verfestigungswirkung im as-built-Zustand infolge von  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si Ausscheidungen untersucht und konnte mit einem Beitrag von  $\sigma_{\text{Mg}_2\text{Si}} = 13$  MPa als gering bewertet werden [76]. Des Weiteren wird durch die Zellwände aus eutektisch erstarrtem Si die Versetzungsbewegung behindert. Folglich lässt sich aus der Zellgröße ein Hall-Petch Beitrag zur Verfestigung  $\sigma_{\text{Hall-Petch}}$  im Bereich von 53 – 89 MPa ableiten [71, 72, 76, 90]. In der Literatur wird davon ausgegangen, dass die Verformungsinkompatibilität zwischen Al und Si zu geometrisch notwendigen Versetzungen und damit zur Ausbildung von Waldversetzungen an den Zellwänden führt, wodurch eine weitere Versetzungsbewegung behindert wird [72, 92]. Andere Autoren beschreiben die Wechselwirkung von Versetzungen mit den Zellwänden dahingegen mit dem Orowan-Mechanismus [93].

Das plastische Verformungsverhalten wurde von Zhang et al. mittels in-situ-Röntgendiffraktometrie (engl. synchrotron X-ray diffraction (SXR)) untersucht [94]. Bei einsetzender plastischer Verformung konnte zunächst ein genereller Anstieg der Versetzungsdichte festgestellt werden. Mit zunehmender plastischer Verformung wurde infolge der Spannungsfelder der Versetzungen eine abnehmende Bildungsrate neuer Versetzungen beobachtet. Daraus resultiert schließlich eine ausgeprägte Versetzungsverfestigung [94]. Die im Vergleich zum Gusswerkstoff höhere Festigkeit der nanoskaligen Si-Phase bewirkt dabei einen weiteren Beitrag zum Verfestigungsverhalten, da sich in dieser unter plastischer Verformung hohe Spannungen von bis zu 2 GPa einstellen können [94].

Bei PBF-LB Proben im as-built Zustand existiert entlang der Schmelzbadgrenzen eine Wärmeeinflusszone, welche infolge der Prozesswärme eine kurzzeitige intrinsische Wärmebehandlung erfahren hat. Die dabei stattfindende Auflösung der zellulären Mikrostruktur resultiert in einer lokal verringerten Härte der Wärmeeinflusszone. Unter einer mechanischen Belastung tritt in der Wärmeeinflusszone folglich eine Akkumulation der plastischen Dehnung auf. Aus der schichtweisen Anordnung der Wärmeeinflusszonen entlang der Aufbaurichtung resultiert folglich ein anisotropes mechanisches Verhalten von PBF-LB AlSi10Mg [77]. Die aus dem PBF-LB-Prozess resultierende Textur hat gemäß den SXR-Untersuchungen von Zhang et al. lediglich einen geringen Einfluss auf die mechanische Anisotropie [94]. Durch REM-Aufnahmen der Bruchflächen konnte von Delahaye et al. gezeigt werden, dass die plastische Dehnungsakkumulation in der Wärmeeinflusszone zur Ablösung der Si-Ausscheidungen von der Al Matrix und damit zur Initiierung eines duktilen Bruchs führen kann [68]. Das Bruchverhalten kann des Weiteren stark von prozessbedingten Defekten beeinflusst werden. Hierzu führten Wei et al. Zugversuche an Proben mit unterschiedlicher Porosität durch [70]. Mit steigender Porosität reduzierte sich die Bruchdehnung und das Bruchverhalten wurde zunehmend spröder [70].

Werden die Proben nach der Herstellung wärmebehandelt, zeigen diese trotz der Bildung von Si-Ausscheidungen aus dem übersättigten Mischkristall innerhalb der Zellen eine verringerte Streckgrenze sowie ein reduziertes Verfestigungsvermögen verglichen mit dem as-built Zustand. Dieses Verhalten kann auf

die während einer Auslagerung zunehmende Auflösung der zellulären Mikrostruktur zurückgeführt werden [72]. Baek et al. ermittelten diesbezüglich im as-built Zustand anhand der aus REM-Aufnahmen erhaltenen Zellgrößen einen Hall-Petch Beitrag  $\sigma_{\text{Hall-Petch}}$  zur Verfestigung von 89 MPa, während nach einer T6-Wärmebehandlung lediglich ein Beitrag von 12 MPa ermittelt werden konnte [90].

## 2.4 Einfluss geometrischer Randbedingungen auf die Qualität laserstrahlgeschmolzener AlSi10Mg-Bauteile

Neben den Prozessstellgrößen kann das Erstarrungsverhalten und die daraus resultierenden Eigenschaften von PBF-LB-Bauteilen auch durch geometrische Faktoren beeinflusst werden. Beispielsweise wirkt sich die Querschnittsfläche eines Bauteils auf das Verhältnis aus Belichtungsdauer zur gesamten Prozesszeit (Beschichtung, Belichtung anderer Bauteile) aus. Mittels thermografischer Untersuchungen konnte von Williams et al. ein entsprechender Einfluss auf die Temperaturhistorie nachgewiesen werden [95]. Darüber hinaus kann das Verhältnis aus Belichtungsdauer zur Prozesszeit auch durch das Bauplattenlayout, wie beispielsweise die Anzahl der Bauteile auf einer Bauplatte, beeinflusst werden. Weist ein Bauteil eine mit zunehmender Höhe ansteigende Querschnittsfläche auf, kann dies zu einer verminderten Abfuhr der Prozesswärme führen. Vor allem bei Werkstoffen mit geringer Wärmeleitfähigkeit, wie beispielsweise Ti6Al4V oder Inconel 625, resultiert daraus eine mit der Prozessdauer zunehmende Wärmeakkumulation im Bauteil, wodurch die Bauteilqualität maßgeblich beeinflusst wird [96, 97]. Die dabei veränderten Erstarrungsbedingungen wirken sich schließlich auf die Mikrostruktur, die Oberflächenqualität und die Entstehung von Defekten aus [98, 99]. Des Weiteren können Bauteilverzüge entstehen, welche die geometrische Maßhaltigkeit beeinflussen sowie zu Kollisionen mit dem Beschichter führen können [97]. Um den genannten Effekten entgegenzuwirken,

können zwischen der Belichtung zweier aufeinanderfolgender Schichten Haltezeiten zur Abkühlung der Bauteile verwendet werden [95]. Zur Vermeidung der damit verbundenen ansteigenden Prozesszeiten setzen andere Ansätze auf eine simulations- oder sensorbasierte Anpassung der Prozessparameter, um eine Aufheizung der Bauteile zu kompensieren [97, 99].

Neben veränderlichen Querschnittsflächen können auch überhängende Bauteilbereiche zu lokalen Gradienten hinsichtlich der Bauteileigenschaften führen. Aufgrund der zum Vollmaterial unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften des Metallpulvers, wie beispielsweise der thermischen Leitfähigkeit und des Absorptionsverhaltens, entsteht bei der Belichtung von überhängenden Bauteilbereichen eine ungleichmäßige Temperaturverteilung im Schmelzbad. Gemäß der numerischen Simulation von Chen et al. führt diese zu einem Gradienten hinsichtlich der Oberflächenspannung und damit zur verstärkten Ausbildung von Marangoni-Strömen im Schmelzbad [100]. Infolge der reduzierten Wärmeabfuhr durch das umliegende Metallpulver kann sich des Weiteren die Geometrie des Schmelzbades, wie beispielsweise das Verhältnis aus Länge und Breite ändern, wodurch Balling-Effekte an der Bauteiloberfläche auftreten können [101]. Diese Effekte resultieren schließlich in einer erhöhten Oberflächenrauheit an überhängend aufgebauten Bauteilbereichen [58, 100, 101]. Die an überhängenden Bauteilbereichen reduzierte Wärmeabfuhr infolge des umliegenden Metallpulvers führt zudem zu einer lokalen Wärmeakkumulation. Mittels computertomografischen Untersuchungen konnte diesbezüglich die Ausbildung randnaher Keyhole-Poren nachgewiesen werden [102]. Des Weiteren werden die Erstarrungsbedingungen und folglich die Mikrostruktur sowie die mechanischen Eigenschaften in überhängenden Bauteilbereichen beeinflusst. Untersuchen an Gitterstrukturen aus AlSi10Mg, welche mittels des PBF-LB-Prozesses hergestellt wurden, belegen die Ausbildung einer gradierten Mikrostruktur überhängender Bauteilbereiche [103–105]. Dabei wurden an der überhängend aufgebauten Oberfläche (Downskin-Fläche) eine Vergröberung der zellulären Struktur im Vergleich zur Upskin-Fläche festgestellt, welche mit abnehmendem Aufbauwinkel zunimmt [103, 104]. Der Gradient in der Mikrostruktur konnte des Weiteren mit einer reduzierten Härte an der Downskin-Fläche korreliert werden [105]. Untersuchungen von Yue et al. an überhängend aufgebauten Zugproben aus AlSi10Mg

zeigen ferner eine Abnahme der Streckgrenze sowie der Zugfestigkeit mit abnehmendem Aufbauwinkel [106]. Dabei bleibt jedoch die Fragestellung ungeklärt, wie sich die unterschiedlichen Aufbauwinkel auf die lokalen Zugversuchseigenschaften verschiedener Bauteilbereiche auswirken.

Eine Möglichkeit zur Reduktion des Wärmestaus an überhängenden Bauteilbereichen ist die Verwendung von Supports, die eine zusätzliche Abfuhr der Prozesswärme bewirken [106]. Im Anschluss an den Aufbauprozess wird dabei jedoch eine Nachbearbeitung erforderlich, welche bei komplexen Bauteilgeometrien, wie beispielsweise Gitterstrukturen, nicht immer möglich ist [107]. Ein auftretender Wärmestau sowie eine erhöhte Oberflächenrauheit an überhängenden Bauteilbereichen kann des Weiteren auch durch eine Anpassung der Prozessparameter kompensiert werden. Hierzu wurde von Yeung et al. eine erweiterte Prozessführung entwickelt [96]. Dabei wird die Temperaturverteilung während des PBF-LB-Prozesses orts aufgelöst durch simulative Modelle abgeschätzt bzw. mittels integrierten Sensoren ermittelt, auf deren Basis schließlich eine Anpassung der Prozessparameter erfolgt. Damit kann während der Belichtung einer Trajektorie die Laserleistung angepasst werden, sodass überhangnahe Bauteilbereiche zur Kompensation eines Wärmestaus mit reduzierter Laserleistung belichtet werden können [96]. Diese Ansätze befinden sich jedoch noch in der Entwicklungsphase und werden von den meisten kommerziellen PBF-LB-Systemen nicht unterstützt. Des Weiteren führt eine simulative Abschätzung der Temperaturhistorie im Vorfeld des Aufbauvorgangs zu ansteigenden Prozesszeiten und damit erhöhten Bauteilkosten.

## **2.5 Numerische Simulation des pulverbettbasierten Laserstrahlschmelzens**

Wie bereits ausführlich dargestellt, umfasst das PBF-LB-Verfahren eine Vielzahl an Variablen, welche die Ausbildung von Defekten und die Bauteileigenschaften

beeinflussen können. Neben etablierten experimentellen Charakterisierungsmethoden können des Weiteren durch numerische Simulationsmodelle Erkenntnisse über die Entstehung von Defekten sowie über das Materialverhalten gewonnen werden [108]. Die in Abbildung 2.7 visualisierten Vorgänge im Schmelzbad stellen jedoch Herausforderungen bei der Simulation des PBF-LB-Prozesses dar [109]. Aufgrund der im Verhältnis zu einem Bauteil sehr kleinen Abmessungen des Schmelzbades, gilt es den PBF-LB-Prozess des Weiteren als skalenübergreifend zu betrachten [110].

Den höchsten Grad an Komplexität stellen dabei multiphysikalische Simulationsmodelle unter Berücksichtigung des Strömungsverhaltens im Schmelzbad (engl. Computational Fluid Dynamics (CFD)) dar. Neben der Temperaturverteilung werden in CFD-Simulationen auch fluiddynamische Variablen, wie beispielsweise Strömungsgeschwindigkeiten und Drücke, berechnet [109]. Infolge des damit verbundenen erheblichen Rechenaufwands wird in CFD-Simulationen meist die Belichtung einzelner oder weniger Bahnen betrachtet [109]. Die explizite Modellierung einzelner Pulverpartikel sowie die Implementierung von Raytracing Algorithmen ermöglichen eine detaillierte Analyse der Wechselwirkung zwischen Laser und Material. Khairallah et al. modellierten beispielsweise den PBF-LB-Prozess am Edelstahl 316L [111]. Durch die Berücksichtigung des Marangoni-Effekts sowie der Modellierung des Verdampfungsverhaltens konnte die Entstehung von Schweißspritzern sowie die Ausbildung von Poren am Ende einer Lasertrajektorie abgebildet werden. Bayat et al. untersuchten mit ihrem Modell den Keyhole-Effekt beim Aufbau von Ti6Al4V [26]. Dabei konnte der Anstieg der Absorption durch Mehrfachreflexion der Laserstrahlung im Keyhole gezeigt werden. Des Weiteren zeigte das Modell die Ausbildung von Keyhole-Porosität, welche mit experimentellen Daten validiert werden konnte.

Der Großteil der PBF-LB-Prozesssimulationen in der gegenwärtigen Literatur sind FEM-basierte Modelle. Durch Lösen der Wärmeleitungsgleichung

$$\rho c_p(T)\dot{T} - \nabla \cdot \lambda(T)\nabla T = \dot{Q} \quad (2.11)$$

wird dabei die Temperaturverteilung im betrachteten Bauteil zeitabhängig berechnet [112]. Darin ist  $\rho$  die Dichte,  $c_p$  die spezifischen Wärmekapazität,  $T$

die Temperatur,  $\lambda$  die Wärmeleitfähigkeit und  $\dot{Q}$  der volumenbezogene Energieeintrag infolge einer externen Wärmequelle. Im Gegensatz zu den CFD-Modellen wird in den FEM-basierten Modellen das Metallpulver als Kontinuum beschrieben. Für das Pulver werden dabei effektive Materialeigenschaften eingesetzt, welche sich aus dem Feststoff beispielsweise mit der Zehner-Schlüenders-Gleichung berechnen lassen [113]. Da in FEM-basierten Modellen keine Konvektion berücksichtigt wird, können die im Schmelzbad auftretenden Maximaltemperaturen überschätzt werden [114, 115]. Diesem Effekt kann durch Einführung einer effektiven Wärmeleitfähigkeit der schmelzflüssigen Phase entgegengewirkt werden [114]. Die Laserstrahlung wird des Weiteren mittels beweglichen externen Wärmequellen modelliert. Die externe Wärmequelle wird dabei häufig mittels eines Gauß-verteiltern Wärmestroms an der Oberfläche beschrieben [115–117]. Mittels volumenbezogenen Wärmequellen kann hingegen die Reflexion der Laserstrahlung an Pulverpartikeln sowie im Keyhole angenähert werden. Dabei werden beispielsweise zylindrische Wärmequellen oder die aus der Simulation des Laserstrahlschweißens stammende Goldak-Wärmequelle in Form eines Doppellipsoids eingesetzt [118–120]. An der Oberfläche des betrachteten Systems kann des Weiteren der flächenspezifische Wärmefluss durch Wärmestrahlung  $\dot{q}_r$  sowie durch Konvektion  $\dot{q}_c$  über

$$\dot{q}_r = \sigma_S \varepsilon_o (T^4 - T_0^4) \quad (2.12)$$

sowie

$$\dot{q}_c = h_c (T - T_0) \quad (2.13)$$

berücksichtigt werden [112]. Darin bezeichnet  $T_0$  die Referenztemperatur,  $h_c$  den Wärmeübergangskoeffizienten,  $\sigma_S$  die Stefan-Boltzmann-Konstante und  $\varepsilon_o$  die Oberflächenemissivität. FEM-basierte Modelle zeichnen sich durch einen vergleichsweise geringeren Rechenaufwand aus, wodurch die Belichtung von mehreren Bahnen bis hin zu wenigen Schichten analysiert werden kann. Durch die vereinfachenden Annahmen ist dabei jedoch eine Kalibrierung notwendig. Beispielsweise werden hierzu der Absorptionskoeffizient sowie die Eindringtiefe der Laserstrahlung angepasst [118, 119, 121]. Liu et al. untersuchten mit einem

thermischen Modell den PBF-LB-Prozess von AlSi10Mg [117]. Dabei konnte der Zusammenhang zwischen Prozessparameter und Schmelzbadabmessungen dargestellt werden. Durch lokale Auswertung der Abkühlgeschwindigkeiten sowie Temperaturgradienten konnte vom Schmelzbadrand zur Schmelzbadmitte ein Übergang von gerichtetem zu äquiaxialem Erstarrungsverhalten aufgezeigt und mittels EBSD bestätigt werden [117]. Yue et al. analysierten mit ihrem Modell das Erstarrungsverhalten an überhängenden Bauteilbereichen aus AlSi10Mg [106]. Das Modell zeigte an Downskin-Flächen einen Anstieg der lokalen Maximaltemperaturen sowie Schmelzbadabmessungen, welche für zunehmende Aufbauwinkel abnehmen. Des Weiteren konnte gezeigt werden, dass unter Verwendung von Supports die auftretende Maximaltemperatur innerhalb der ersten Schicht um 5,3 % reduziert werden kann [106]. Ashby et al. untersuchten mit ihrem Modell das Abkühlverhalten von überhängenden Strukturen aus Edelstahl 316L im PBF-LB-Prozess [122, 123]. Die thermische Simulation zeigte in Kombination mit Infrarotaufnahmen, dass durch Anpassung der Prozessparameter die Überhitzung horizontal aufgebauter Bauteilbereiche reduziert und somit der Ausbildung von Verzug entgegengewirkt werden kann [122]. Mit den dargestellten thermischen Modellen konnte bereits die Wärmeakkumulation an überhängenden Bauteilbereichen in Form steigender Maximaltemperaturen sowie Schmelzbadabmessungen analysiert werden. Dabei blieb jedoch unberücksichtigt, wie sich die Wärmeakkumulation auf die Abkühlbedingungen sowie die daraus resultierenden über den Bauteilquerschnitt gradierten mikrostrukturellen Werkstoffzustände auswirken.

Mit der aus rein thermischen Modellen erhaltenen Temperaturhistorie können in thermisch-metallurgischen Modellen weitere Informationen hinsichtlich der Mikrostruktur erlangt werden. Mit einem zellulären Automaten analysierten Akram et al. beispielsweise den Einfluss der Belichtungsstrategie auf die Texturierung [124]. Thermisch-mechanische Modelle analysieren des Weiteren die Ausbildung von Eigenspannungen und -dehnungen im PBF-LB-Prozess. Die totalen Dehnungsinkremente  $\dot{\epsilon}_{\text{tot}}$  resultieren dabei aus der Summe spezifischer Dehnungsinkremente [125]:

$$\dot{\epsilon}_{\text{tot}} = \dot{\epsilon}_{\text{el}} + \dot{\epsilon}_{\text{pl}} + \dot{\epsilon}_{\text{th}} + \dot{\epsilon}_{\text{tr}} \quad (2.14)$$

Darin bezeichnet  $\varepsilon_{el}$  die elastische Dehnung, welche sich nach dem Hooke'schen Gesetz

$$\varepsilon_{el} = \frac{1}{E} \left( \sigma - \nu(\text{sp}(\sigma)\mathbf{I} - \sigma) \right) \quad (2.15)$$

für isotropes Materialverhalten aus dem E-Modul  $E$  sowie der Querkontraktionszahl  $\nu$  berechnen lassen [126]. Das plastische Dehnungsinkrement kann nach dem Prandtl-Reuss Fließgesetz

$$\dot{\varepsilon}_{pl} = \dot{\gamma} \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\} \quad (2.16)$$

berechnet werden. Dabei bezeichnet  $\gamma$  den plastischen Multiplikator und  $\sigma$  den Spannungstensor. Unter Berücksichtigung der von Mises-Fließbedingung

$$f = \sigma_{\text{Mises}} - \sigma_y \quad (2.17)$$

ergibt sich dabei die Fließfunktion  $f$ . Darin bezeichnet  $\sigma_{\text{Mises}}$  die Mises-Vergleichsspannung und  $\sigma_y$  die Streckgrenze. Zur Beschreibung des plastischen Fließens werden in der Literatur verschiedene Verfestigungsmodelle eingesetzt [127–129]. Im Rahmen dieser Arbeit werden bilineare Verfestigungsmodelle sowie das Verfestigungsmodell nach Ludwik verwendet, welches die Fließspannung über

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_L (\varepsilon_{pl})^{n_L} \quad (2.18)$$

berechnet [128]. Das thermische Dehnungsinkrement wird mittels

$$\dot{\varepsilon}_{th} = \alpha_T \Delta T \quad (2.19)$$

ausgedrückt, wobei  $\alpha_T$  den thermischen Ausdehnungskoeffizienten darstellt [130].  $\dot{\varepsilon}_{tr}$  bezeichnet des Weiteren das Dehnungsinkrement infolge Phasenumwandlungen und kann über

$$\dot{\varepsilon}_{tr} = \varepsilon_{\Delta V}(T) \Delta f_i(T) \quad (2.20)$$

berechnet werden [131]. Darin bezeichnet  $\varepsilon_{\Delta V}$  die Volumenänderung für eine vollständige Phasenumwandlung und  $\Delta f_i(T)$  den Volumengehalt der Phase  $i$ .

Parry et al. betrachteten mit einem thermisch-mechanischen Modell die Belichtung einer quadratischen Schicht aus Ti6Al4V unter Verwendung eines bilinearen Verfestigungsverhaltens [132]. Für eine uni- sowie bidirektionale Scanstrategie konnte ein Anstieg der Eigenspannungen in Scanrichtung für eine zunehmende Größe der belichteten Schicht gezeigt werden [132].

Wie bereits erwähnt, lassen sich mit FEM-basierten Modellen die Belichtung einzelner Bahnen bis hin zu wenigen Schichten abbilden. Eine Möglichkeit zur Steigerung des abgebildeten Volumens stellen Methoden zur dynamischen Netz Anpassung dar, wodurch beispielsweise im Modell von Denlinger et al. der Aufbau eines Quaders mit einem Volumen von  $6,3 \times 6,3 \times 2,3 \text{ mm}^3$  bei einer Schichthöhe von  $60 \mu\text{m}$  abgebildet werden konnte [133]. Zur simulativen Betrachtung von Bauteilen in einer Größe von mehreren Zentimetern müssen hingegen skalenübergreifende Modelle in Betracht gezogen werden. In makroskaligen Modellen wird hierzu beispielsweise die Belichtung schichtweise beschrieben. Mittels einer volumetrischen Wärmequelle werden dabei eine oder mehrere Schichten simultan belichtet [134]. Dieses Vorgehen lässt eine deutlich gröbere Vernetzung zu, jedoch enthalten die Ergebnisse keine Informationen hinsichtlich der Scanstrategie. Um einen Einfluss der Scanstrategie auch auf Bauteilebene abbilden zu können, wird die Laserstrahlung in einigen Modellen daher mit einer vergrößerten beweglichen Wärmequelle simuliert [135]. Eine weitere Alternative stellen kombinierte Modelle dar, welche den PBF-LB-Prozess auf verschiedenen Skalen abbilden. Beispielsweise beschreibt Keller zunächst in einem rein thermischen Modell den Belichtungsvorgang einer Einzelbahn mittels einer Goldak-Wärmequelle [119]. Mit dem daraus ermittelten Absorptionsverhalten wird in einem thermisch-mechanischen Modell unter Verwendung einer vergrößerten Wärmequelle die Belichtung einer Schicht beschrieben. Dabei werden die bleibenden Dehnungen, welche die Summe der thermischen und plastischen Dehnungen darstellen, berechnet. Zur Beschreibung von Verzug und Eigenspannungen werden diese anschließend in einer rein mechanischen Simulation schichtweise auf das betrachtete Bauteil übertragen.



# 3 Werkstoff und Untersuchungsmethoden

## 3.1 Pulvercharakterisierung und -aufbereitung

Im Rahmen dieser Arbeit wurde zur Probenherstellung AlSi10Mg-Pulver der m4p material solutions GmbH (Feistritz i.R., Österreich) in einer chemischen Zusammensetzung gemäß DIN EN 1706 verwendet [4]. Die Charakterisierung der Partikelgröße und -morphologie erfolgte durch REM-Aufnahmen. Zur Ermittlung der Partikelgrößenverteilung wurden für jeden untersuchten Zustand zehn REM-Aufnahmen erstellt. Die Aufnahmen wurden anschließend mit einem globalen Schwellwertalgorithmus in ImageJ segmentiert. Die Auswertung der Partikelgrößen erfolgte mit dem ImageJ-Plugin MorpholibJ [136].

Die Pulvercharakterisierung erfolgte sowohl an Neupulver als auch an bereits verwendetem Altpulver. Die Aufbereitung des Altpulvers erfolgte mit einem Analysesieb der Haver & Boecker OHG (Oelde, Deutschland) mit einer Maschenweite von 63  $\mu\text{m}$ . Weiterhin wurde ein Teil des Altpulvers mit einem Trockenofen der Memmert GmbH + Co. KG (Schwabach, Deutschland) getrocknet.

## 3.2 Proben- und Bauteilherstellung

### 3.2.1 PBF-LB-Anlage

Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Probekörper wurden auf einem „Creator“ der O.R. Lasertechnologie GmbH (heute: ZoneLab GmbH, Darmstadt, Deutschland) hergestellt. Die Anlage verfügt über eine kreisförmig aufgebaute Prozesskammer, welche in Abbildung 3.1 dargestellt ist. Eine detaillierte Beschreibung des Funktionsprinzips ist Kapitel 2.2.2 zu entnehmen. Die Anlage

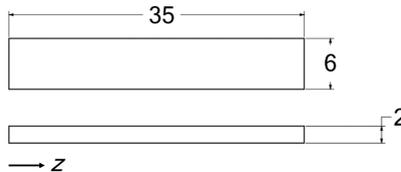


**Abbildung 3.1:** Prozesskammer der verwendeten PBF-LB-Anlage zur Herstellung der untersuchten Probekörper.

ist mit einem Ytterbium Faserlaser vom Typ YLM-150 (IPG Laser GmbH, Burbach, Deutschland) ausgestattet. Der Laser verfügt über eine maximale Leistung von 250 W und eine Wellenlänge von  $1070 \pm 10$  nm. Die maximale Scangeschwindigkeit beträgt  $4000 \text{ mm s}^{-1}$ . Der Aufbau von Bauteilen findet auf runden Bauplatten mit einem Durchmesser von 110 mm statt. Durch die Verwendung eines F-Theta Objektivs wird ein konstanter Strahldurchmesser über der Bauplatte sichergestellt. Der Aufbauvorgang erfolgte unter einer Argonatmosphäre mit einem Restsauerstoffgehalt  $<0,1 \%$ .

### 3.2.2 Probengeometrien

Zur Ermittlung eines optimalen Prozessfensters wurden quaderförmige Probekörper mit einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  und einer Höhe von 35 mm hergestellt (siehe Abbildung 3.2).



**Abbildung 3.2:** Quaderförmiges Geometrieelement zur Identifikation optimaler Prozessparameter. Mit angegeben ist die Aufbaurichtung  $z$ .

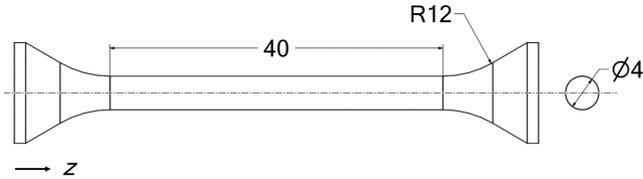
Die Untersuchungen zum Einfluss von anlagenspezifischen Randbedingungen sowie der Qualität des Ausgangspulvers auf die Mikrostruktur wurde anhand von zylindrischen Probekörpern durchgeführt, welche in Abbildung 3.3 dargestellt sind.

Um den Einfluss anlagenspezifischer Randbedingungen sowie der Qualität des Ausgangspulvers auf das mechanische Materialverhalten zu untersuchen, wurden des Weiteren Zugproben in vertikaler Ausrichtung hergestellt (siehe Abbildung 3.4). Zur Sicherstellung einer optimalen Vergleichbarkeit verfügen die Zugproben in der Messstrecke über den identischen Querschnitt wie die zur Mikrostrukturanalyse hergestellten zylindrischen Probekörper.

Zur Untersuchung des Einflusses bauteilgeometrisch bedingter Effekte auf das



**Abbildung 3.3:** Zylindrische Probekörper zur Untersuchung des Einflusses anlagenspezifischer Randbedingungen sowie der Qualität des Ausgangspulvers auf die Mikrostruktur. Mit angegeben ist die Aufbaurichtung  $z$ .



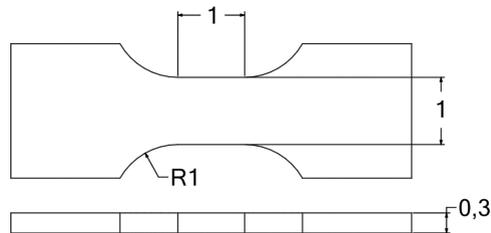
**Abbildung 3.4:** Makroskopische Zugprobengeometrie zur Untersuchung des Einflusses von anlagen-spezifischen Randbedingungen sowie der Qualität des Ausgangspulvers auf das mechanische Materialverhalten. Mit angegeben ist die Aufbaurichtung  $z$ .

lokale Materialverhalten in Probenform wurden quaderförmige Probekörper hergestellt. Dabei wurden verschiedene Probengrößen, welche durch eine belichtete Querschnittsfläche von  $1 \times 1$  bis  $30 \times 15 \text{ mm}^2$  gekennzeichnet sind, betrachtet. Weiterhin wurden Aufbauwinkel im Bereich von  $45$  bis  $90^\circ$  analysiert, wobei ein Aufbauwinkel von  $90^\circ$  für einen vertikalen Aufbau steht.

Damit die Probekörper nach der Herstellung mühelos von der Bauplatte getrennt werden können, befinden sich Supports mit einer Länge von  $2 \text{ mm}$  zwischen der Bauplatte und der Unterseite der Probekörper. Die Form der Supports ist zylindrisch mit einem nominellen Durchmesser von  $0,24 \text{ mm}$ . Die Belichtung der Supports erfolgte mit einer Leistung von  $200 \text{ W}$ , einer Schraffurdistanz von  $150 \mu\text{m}$ , einer Scangeschwindigkeit von  $1600 \text{ mm s}^{-1}$  sowie einer Schichthöhe von  $30 \mu\text{m}$ .

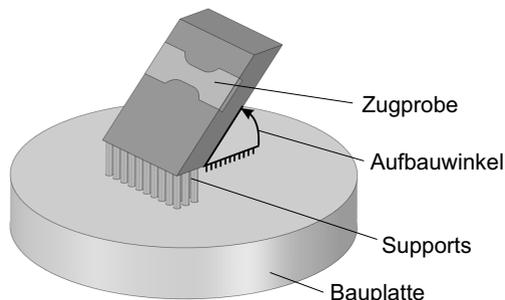
### 3.2.3 Zielpräparation lokal homogener Bauteilbereiche in Probenform

Die Charakterisierung der prozessbedingt gradierten mechanischen Materialeigenschaften erfolgte durch Zielpräparation kleinskaliger Zugproben. In Abbildung 3.5 ist die verwendete Geometrie dargestellt. Die Flachzugproben wurden dabei durch Zielpräparation mittels Drahterosion aus definierten Bereichen der zur Analyse des lokalen Materialverhaltens hergestellten Geometrielemente entnommen (siehe Abbildung 3.6). Die Lage der Zugproben in den Geometrielementen wurde über den Abstand der Probenmitte zur Downskin-Fläche der



**Abbildung 3.5:** Kleinskalige Flachzugproben zur Analyse des lokalen Materialverhaltens.

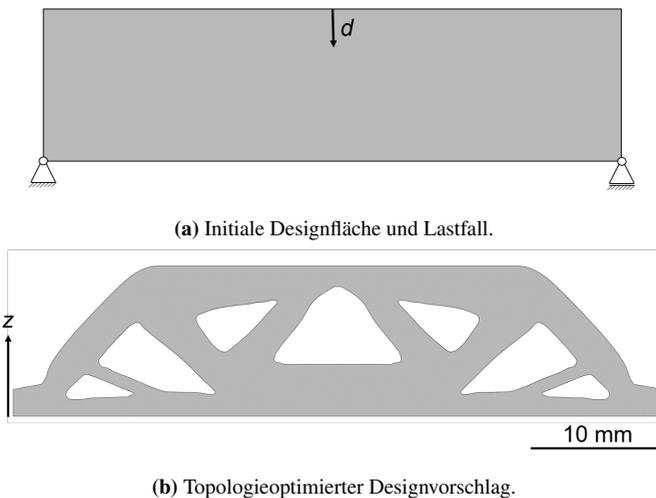
entsprechenden Geometrieelemente definiert. Bei Geometrieelementen, welche unter einem Aufbauwinkel von  $90^\circ$  hergestellt wurden, wurden die Zugproben in einem Abstand von 1 mm zur Außenfläche entnommen. Zur Positionserfassung der Außen- bzw. Downskin-Flächen wurden diese im Vorfeld des Erodiervorgangs mehrfach mit dem Erodierdraht bis zum Auftreten eines elektrischen Kontaktes angetastet. Die aus den Geometrieelementen hergestellten Zugproben sind dabei mit ihrer Längsachse stets senkrecht zur Aufbaurichtung orientiert. Zur Bestimmung der Querschnittsflächen wurde die Dicke und die Breite jeder Probe im Anschluss an den Erodiervorgang vermessen.



**Abbildung 3.6:** Schematische Darstellung zur Lage der kleinskaligen Zugproben innerhalb der Geometrieelemente.

### 3.2.4 Demonstratorbauteil

Zur Analyse des Einflusses der prozessbedingt gradierten Materialeigenschaften auf das globale Bauteilverhalten wurden Untersuchungen am Beispiel eines Demonstratorbauteils durchgeführt. Als Demonstratorbauteil wurde hierfür ein 3-Punkt-Biegebalken mit topologieoptimierter Geometrie verwendet. Der für die Topologieoptimierung angenommene Lastfall sowie die initiale Designfläche sind in Abbildung 3.7a dargestellt. Abbildung 3.7b zeigt den aus der Topologieoptimierung erhaltenen Designvorschlag. Dieser wurde mittels einer zweidimensionalen Topologieoptimierung unter Verwendung der Software Tosca 2019 von Dassault Systèmes (Vélizy-Villacoublay, Frankreich) erstellt. Eine Reduktion der initialen Designfläche von  $48 \times 12 \text{ mm}^2$  um 40 % wurde dabei als Randbedingung für die Topologieoptimierung mit dem Ziel einer maximalen Bauteilsteifigkeit festgelegt [137]. Für eine Herstellbarkeit sowohl mittels PBF-LB als auch mit konventionellen Verfahren wurde des Weiteren die zusätzliche Randbedingung einer minimalen Wandstärke von 1,25 mm gesetzt. Die Biegebelastung



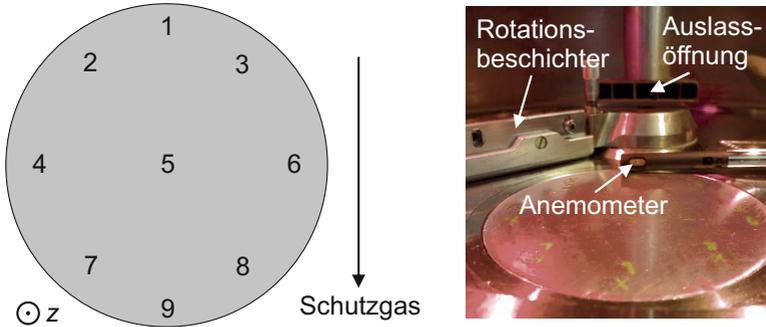
**Abbildung 3.7:** Topologieoptimierter 3-Punkt Biegebalken als Demonstratorbauteil zur Untersuchung des Bauteilverhaltens.

wurde über eine Fest-Los-Lagerung an den unteren Eckpunkten in Kombination mit einer definierten Verschiebung von 0,24 mm an der Mitte der oberen Kante der Designfläche modelliert. Der erhaltene Designvorschlag wurde im Anschluss an die Topologieoptimierung mit der Software Ansys SpaceClaim der Ansys, Inc. (Canonsburg, Vereinigte Staaten) geglättet. Für eine stabile Positionierung der Biegebalken während den vorgesehenen Biegeversuchen wurden im Design des Weiteren 2 mm breite Auflager ergänzt.

Infolge der angenommenen Biegebelastung zeigt das optimierte Design eine fachwerkartige Struktur. Besonders in der Bauteilmitte sind dabei Streben in unterschiedlicher Wandstärke sowie Ausrichtung zu erkennen. Zur Erzeugung eines dreidimensionalen Modells wurde der zweidimensionale Designvorschlag anschließend auf eine Dicke von 12 mm extrudiert.

### 3.3 Thermische Anemometrie

Zum Abtransport von Prozessnebenprodukten wird das im PBF-LB-Prozess eingesetzte Schutzgas als Strömung über die Prozesszone geleitet. Wie in Kapitel 2.2.5 dargestellt, können infolge einer verringerten Strömungsgeschwindigkeit verstärkte Wechselwirkungen der Laserstrahlung mit den Prozessnebenprodukten auftreten, welche die Qualität der hergestellten Bauteile beeinflussen. Die Schutzgasströmung über der Prozesszone der im Rahmen dieser Arbeit eingesetzten PBF-LB-Anlage wurde daher mittels thermischer Anemometrie charakterisiert. Hierzu wurde ein Thermo-Anemometer vom Typ testo 405i (Testo SE & Co. KGaA, Titisee-Neustadt, Deutschland) mit einer Auflösung von  $0,01 \text{ ms}^{-1}$  und einer Genauigkeit von  $0,1 \text{ ms}^{-1}$  verwendet. Es ist zu beachten, dass das Anemometer für Messungen an Luft kalibriert wurde, woraus Abweichungen hinsichtlich der ermittelten Absolutwerte resultieren können. Des Weiteren kann die Schutzgasströmung auch durch das Anemometer selbst beeinflusst werden. Die Ergebnisse im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen sind demzufolge relativ zueinander zu bewerten. Für die Messungen wurde das Anemometer



**Abbildung 3.8:** Messpunkte für die thermische Anemometrie zur Charakterisierung von Inhomogenitäten in der Schutzgasströmung.

in der Baukammer positioniert, bevor diese geschlossen und anschließend mit Argon inertisiert wurde. Die Geschwindigkeit der Schutzgasströmung wurde an neun Punkten auf der Bauplatte ermittelt, welche in Abbildung 3.8 dargestellt sind. Die Messung der Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases erfolgte für eine Dauer von zwei Minuten auf jeder Position.

### 3.4 Metallografische Untersuchungen

Im Rahmen dieser Arbeit wurden metallografische Untersuchungen an verschiedenen Zuständen des Ausgangspulvers sowie an aufgebauten Probekörpern durchgeführt.

Die Untersuchung der Pulverpartikel erfolgte an einem REM vom Typ LEO EVO 50 der Carl Zeiss AG (Oberkochen, Deutschland). Die Abbildungen wurden im Sekundärelektronenkontrast (SE) bei einer Beschleunigungsspannung von 20 kV aufgenommen. Um die elektrische Leitfähigkeit sicherzustellen, wurden die Pulverpartikel mit einer dünnen Goldschicht besputtert.

Zur Untersuchung aufgebauter Probekörper wurden zunächst Schlitze angefertigt. Die Probekörper wurden hierzu zunächst mit dem Kalteinbettmittel VariKem200 der Schmitz-Metallographie GmbH (Herzogenrath, Deutschland)

eingebettet und anschließend mit Schleifpapier aus SiC bis zu einer Körnung von P4000 geschliffen. Anschließend wurden die Schliche mit 3  $\mu\text{m}$  und 1  $\mu\text{m}$  Diamantpolitur poliert. Für die Untersuchung der Mikrostruktur wurden die Schliche für 80 s in einer 2 %igen wässrigen Lösung von NaOH angeätzt. Lichtmikroskopische Aufnahmen wurden an einem Lichtmikroskop der Carl Zeiss AG mit einer 12,5- bis 500-fachen Vergrößerung erstellt. Elektronenmikroskopische Untersuchungen erfolgten an einem REM vom Typ LEO der Carl Zeiss AG. Die Aufnahmen wurden im SE-Kontrast bei einer Beschleunigungsspannung von 10 kV erstellt.

Zur quantitativen Charakterisierung der zellulären Mikrostruktur der hergestellten Probekörper wurden die erstellten REM-Aufnahmen zunächst mittels eines globalen Schwellwertalgorithmus in ImageJ binarisiert. Anschließend erfolgte die Segmentierung einzelner Zellen unter Verwendung der im ImageJ-Plugin MorpholibJ implementierten Wasserscheidentransformation [136]. Zellen, welche vom Bildrand abgeschnitten sind, wurden dabei von der Auswertung ausgeschlossen.

## 3.5 Chemische Analysen

Die quantitative chemische Analyse der verwendeten Ausgangspulver wurde von der Abteilung Chemische Analytik am Institut für Angewandte Materialien - Angewandte Werkstoffphysik (IAM-AWP) mittels optischer Emissionsspektroskopie durchgeführt. Die Bestimmung des Sauerstoffgehalts erfolgte mittels Trägergas-Heissextraktion.

Die Analyse der chemischen Zusammensetzung hergestellter Probekörper wurde von der TAZ GmbH (Aichach, Deutschland) durch Mehrfachbestimmung mittels Funkenspektrometrie durchgeführt. Im Vorfeld der Analysen wurden die entsprechenden Probekörper abgeschliffen.

## 3.6 Computertomografische Untersuchungen

Zur detaillierten Analyse der Porenstruktur wurden Aufnahmen mittels Mikro-Computertomografie ( $\mu$ CT) erstellt. Hierzu wurde das Mikro-Computertomografiesystem vom Typ PRECISION der YXLON International GmbH (Hamburg, Deutschland) eingesetzt. Für die Erzeugung der Röntgenstrahlung wurde eine Beschleunigungsspannung von 165 kV sowie eine Stromstärke im Bereich von 0,05 – 0,1 mA verwendet. Zur Detektion der Röntgenstrahlung verfügt das System über einen Flachbilddetektor vom Typ Perkin Elmer XRD1620 AN der PerkinElmer Inc. (Waltham, Massachusetts, Vereinigte Staaten) mit einem Pixelabstand von 200  $\mu$ m und einer Auflösung von 2048  $\times$  2048 Pixel. Die Rekonstruktion aus den aufgenommenen Projektionen erfolgte durch gefilterte Rückprojektion (engl. filtered back projection (FBP)) mit der Software VGStudioMAX der Volume Graphics international GmbH (Heidelberg, Deutschland). Die Voxelgröße der rekonstruierten Volumen betrug 5,0 – 11,3  $\mu$ m.

Zur detaillierten Porositätsanalyse wurden die rekonstruierten Volumen segmentiert. Die Segmentierung erfolgte im Rahmen der Arbeit über lokale Schwellwertverfahren. Hierzu wurde sowohl ein in VGStudioMAX implementierter Algorithmus als auch der Segmentierungsalgorithmus nach Sauvola eingesetzt [138]. Dieser prozessiert jedes Bild des rekonstruierten Bildstapels einzeln. Jedem Pixel wird dabei entweder der Wert 0, welcher die Farbe Schwarz angibt und ein Defektvolumen darstellt, oder der Wert 255, welcher der Farbe Weiß entspricht und Vollmaterial zeigt, zugewiesen. Für die Segmentierung wird ein Schwellwert  $S(x,y)$  benötigt, welcher sich unter Verwendung des Sauvola-Algorithmus lokal mit

$$S(x,y) = m_1(x,y) \left( 1 + k \left( \frac{s_1(x,y)}{R_D} - 1 \right) \right) \quad (3.1)$$

berechnet [138].  $m_1(x,y)$  und  $s_1(x,y)$  bezeichnen den lokalen Mittelwert und die Standardabweichung der Grauwerte im betrachteten Bereich. Über die Parameter  $k$  und  $R_D$  kann die Segmentierung variabel an die Daten angepasst werden. Der Parameter  $R_D$  blieb im Rahmen der Arbeit unverändert auf dem voreingestellten

Wert von  $R_D = 128$ . Zur Segmentierung wurde der Parameter  $k$  für jede  $\mu$ CT-Aufnahme individuell in einem Bereich von 0,35 bis 0,5 angepasst.

## 3.7 Archimedische Dichtebestimmung

Zur Ermittlung der Gesamtporosität wurde die Dichte der im Rahmen der Parameteroptimierung hergestellten Probekörper nach dem Prinzip von Archimedes ermittelt. Hierfür wurde das Gewicht der Probekörper zunächst in Luft und anschließend in Wasser ermittelt. Dabei wurde eine Analysenwaage vom Typ ME204T der Mettler-Toledo GmbH (Gießen, Deutschland) mit einer Ablesbarkeit von 0,0001 g verwendet. Die Dichte  $\rho$  der Proben wurde über die Formel

$$\rho = \frac{m_{\text{Luft}} \cdot \rho_{\text{Wasser}}}{m_{\text{Luft}} - m_{\text{Wasser}}} \quad (3.2)$$

ermittelt. Dabei ist  $m_{\text{Luft}}$  das ermittelte Gewicht in Luft und  $m_{\text{Wasser}}$  in Wasser.  $\rho_{\text{Wasser}}$  ist die temperaturabhängige Dichte von Wasser. Die Wassertemperatur wurde mit einem Laborthermometer ermittelt. Ein Dispersionsmittel wurde zur Reduktion der Oberflächenspannung des Wassers verwendet.

## 3.8 Konfokalmikroskopie

Zur Charakterisierung der Oberflächentopografie der hergestellten Probekörper wurden Rauheitsmessungen mit einem konfokalen Weißlichtmikroskop vom Typ  $\mu$ surf der NanoFocusAG (Oberhausen, Deutschland) durchgeführt. Hierzu wurde für jede Probe eine rechteckige Fläche mit einer Kantenlänge von etwa 1,5 mm bzw. 4,5 mm analysiert. Die Auswertung der Rauheitswerte erfolgte mit der Software  $\mu$ soft analysis der NanoFocusAG gemäß DIN EN ISO 25178 [139].

## 3.9 Mechanische Charakterisierung

### 3.9.1 Härtemessungen

Für die Analyse der Härte wurden zunächst Schlitze der zu untersuchenden Proben angefertigt. Im Rahmen der Arbeit wurde sowohl die Vickershärte als auch die Martenshärte untersucht.

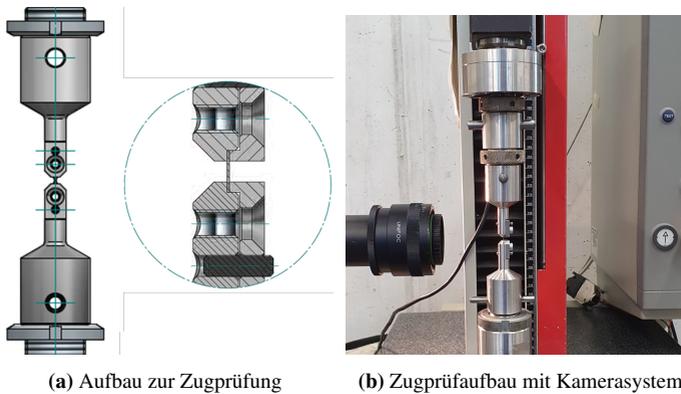
Die Untersuchung der Vickershärte erfolgte mit einem Mikrohärteprüfer vom Typ Qness Q10A der ATM Qness GmbH (Golling, Österreich). Die Messung der Härte erfolgte dabei bei einer Prüfkraft von 0,981 N (HV0,1) bzw. 9,81 N (HV1) gemäß DIN EN ISO 6507 [140].

Die Bestimmung der Martenshärte erfolgte mittels eines Mikrohärteprüfers vom Typ Fischerscope H100 der Helmut Fischer GmbH (Sindelfingen, Deutschland). Die Härte wurde bei einer Prüfkraft von 20 mN mit einem Vickers-Eindringkörper gemäß DIN EN ISO 14577 ermittelt [141].

### 3.9.2 Zugversuche

Die Zugversuche der im Rahmen der Untersuchungen hergestellten makroskopischen Zugproben wurden bei Raumtemperatur an einer Universalprüfmaschine der ZwickRoell GmbH (Ulm, Deutschland) vom Typ ZMART.PRO mit einer maximalen Prüfkraft von 200 kN durchgeführt. Die Ermittlung der Dehnung erfolgte mittels eines taktilen Wegaufnehmers. Die Zugversuche wurden bei einer Vorkraft von 100 N bei einer Prüfgeschwindigkeit von  $1 \text{ mm min}^{-1}$  bis zum Bruch der Proben durchgeführt. Die aufgebrachte Prüfkraft wurde mit einer Kraftmessdose mit einer Maximalkraft von 20 kN aufgezeichnet. Der Anfangsquerschnitt jeder Probe wurde an drei verschiedenen Stellen ermittelt. Die Auswertung der Ergebnisse wurde gemäß DIN EN ISO 6892-1 durchgeführt [142].

Zur Untersuchung des lokalen Materialverhaltens wurden Zugversuche an kleinskaligen Zugproben bei Raumtemperatur durchgeführt. Für die Zugversuche wurde eine Universalprüfmaschine vom Typ Z2.5 TN der ZwickRoell GmbH



**Abbildung 3.9:** Aufbau zur Durchführung von Zugversuchen an kleinskaligen Zugproben.

(Ulm, Deutschland) mit einer maximalen Prüfkraft von 2,5 kN verwendet. Die Versuche wurden bei einer konstanten Traversengeschwindigkeit von  $0,12 \text{ mm min}^{-1}$  und einer Vorkraft von 10 N bis zum Bruch der Proben durchgeführt. Zur Aufzeichnung der Prüfkraft wurde eine Kraftmessdose mit einer Maximalkraft von 2,5 kN verwendet. Der Prüfaufbau wurde speziell für die verwendete Probengeometrie hergestellt und ist in Abbildung 3.9 dargestellt. Die Position der Proben wird über eine Nut mit einer Tiefe von 0,15 mm sowie einer Breite von 2 mm definiert. Durch Flächenpressungen wird die Position der Proben fixiert. Zur Überprüfung der Ausrichtung hinsichtlich auftretender Biegekomponenten wurden Referenzproben aus Kohlenstoffstahl 1.1274 [143] mit aufgebrauchten Dehnmessstreifen verwendet. Die Ermittlung der Verformung während der Zugversuche erfolgte mittels eines kalibrierten optischen Systems, mit welchem die Positionierung jeder Zugprobe im Vorfeld der Versuche überprüft wurde. Die Dehnungsberechnung wurde mittels zweidimensionaler digitaler Bildkorrelation unter Verwendung der Software GOM Aramis V6.0.1-1 der Carl Zeiss GOM Metrology GmbH (Braunschweig, Deutschland) durchgeführt. Die Aufnahmen wurden mit einer Auflösung  $4,0 \mu\text{m}$  pro Pixel erfasst. Durch

die Verwendung der in GOM Aramis implementierten Algorithmen zur Berechnung mit Subpixelgenauigkeit lässt sich jedoch eine deutlich höhere Genauigkeit zwischen 0,1 und 0,01 Pixeln erzielen. Für ein optimales Kontrastverhältnis wurden die Messstrecken der Zugproben zunächst grundiert, bevor mittels einer Airbrushtechnik ein Oberflächenmuster erzeugt wurde. Während der Verformung wurden mit einer Frequenz von 1,5 Hz Aufnahmen der Proben erstellt. Zur Berechnung der Dehnung wurde vor einsetzender Verformung der Proben eine Referenzaufnahme als Bezugsstufe erstellt. Die Ergebnisse der Zugversuche wurden in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1 ausgewertet [142].

### 3.9.3 3-Punkt-Biegeversuche

Zur Untersuchung des Einflusses der aus dem PBF-LB-Prozess resultierenden gradierten Mikrostruktur auf das globale Bauteilverhalten wurden 3-Punkt-Biegeversuche an einem topologieoptimierten Demonstratorbauteil durchgeführt. Die Biegeversuche wurden auf einer Universalprüfmaschine Zwick-Roell GmbH (Ulm, Deutschland) vom Typ ZMART.PRO mit einer maximalen Prüfkraft von 100 kN durchgeführt. Der Auflagerabstand betrug 48 mm. Der Biegedorn sowie die Auflager hatten einen Durchmesser von 10 mm. Die Biegeversuche wurden bei einer Vorkraft von 100 N mit einer Prüfgeschwindigkeit von  $1 \text{ mm min}^{-1}$  bis zum Bruch der Biegebalken durchgeführt. Die Verformung der Biegebalken wurde mittels eines induktiven Wegaufnehmers zentral auf der Unterseite der Biegebalken gemessen. Zur Ermittlung der Dehnungen mittels dreidimensionaler digitaler Bildkorrelation wurden die Versuche mit einem kalibrierten optischen System aufgezeichnet. Die Aufnahmen wurden dabei mit einer Frequenz von 5 Hz sowie mit einer Auflösung von  $4,0 \mu\text{m}$  pro Pixel erfasst. Die Dehnungsberechnung erfolgte anschließend unter Verwendung der Software GOM Aramis Professional 2018.

# 4 Simulationsmethoden und Modell für das pulverbettbasierte Laserstrahlschmelzen

Für ein detailliertes Verständnis des Erstarrungsverhaltens im PBF-LB-Prozess wurde im Rahmen dieser Arbeit eine thermische Simulation auf Basis der Finite-Elemente-Methode (FEM) durchgeführt. Als Software zur Lösung der Problemstellungen wurde hierbei der kommerzielle Solver ABAQUS/Standard (implizit) von Dassault Systèmes (Vélizy-Villacoublay, Frankreich) verwendet.

## 4.1 Modellierung von Phasenumwandlungen

Zur simulativen Beschreibung des thermischen Verhaltens im PBF-LB-Prozess wurde zwischen den Zuständen „Pulver“, „Feststoff“ und „Schmelze“ unterschieden. Gemäß dem in Abbildung 2.2 dargestellten Zustandsdiagramms liegt oberhalb der Liquidustemperatur  $T_L$  ausschließlich Schmelze vor. Unterhalb der Solidustemperatur  $T_S$  liegen lediglich Pulver bzw. Feststoff vor. Zwischen  $T_S$  und  $T_L$  befindet sich die Schmelze mit dem Pulver bzw. Feststoff im Gleichgewicht. Aufgrund der hohen Aufheiz- und Abkühlraten im PBF-LB-Prozess wurde der Anteil der Schmelze  $w_L$  mit der in der Literatur etablierten Gleichung

$$w_L(x, y, z, T) = \begin{cases} 0 & \text{für } T < T_S \\ \frac{T - T_S}{T_L - T_S} & \text{für } T_S \leq T \leq T_L \\ 1 & \text{für } T > T_L \end{cases} \quad (4.1)$$

**Tabelle 4.1:** Verwendete Konstanten zur Modellierung von Phasenumwandlungen.

Größe	Wert	Quelle
Solidustemperatur	$T_S = 850 \text{ K}$	[144]
Liquidustemperatur	$T_L = 882 \text{ K}$	[144]
Verdampfungstemperatur	$T_V = 2743 \text{ K}$	[145]
Latente Wärme fest-flüssig	$H_{sl} = 503 \text{ kJ W}^{-1} \text{ kg}^{-1}$	[145]

linear berechnet [106]. Um die Konsolidierung des Metallpulvers im PBF-LB-Prozess abzubilden, erfolgte die Erstarrung der Schmelze zudem stets zu Feststoff.

In Tabelle 4.1 sind die zur Modellierung der Phasenumwandlungen verwendeten Konstanten aufgelistet. Die latente Wärme  $H_{sl}$  im Schmelz- bzw. Erstarrungsvorgang wurde reversibel durch einen um den Schmelz- bzw. Erstarrungsbereich normalverteilten Anstieg der spezifischen Wärmekapazität  $\Delta c_p$  mit

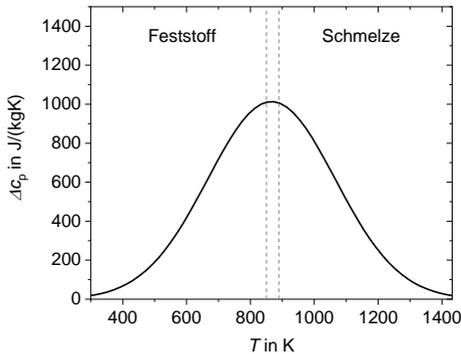
$$\Delta c_p(T) = \frac{H_{sl}}{200 \text{ K} \sqrt{2\pi}} \exp \left( -\frac{1}{2} \left( \frac{T - \left( \frac{T_S + T_L}{2} \right)}{200 \text{ K}} \right)^2 \right) \quad (4.2)$$

beschrieben (siehe Abbildung 4.1). Die Berücksichtigung der latenten Wärme im Schmelz- bzw. Erstarrungsbereich kann bei den Berechnungen zu starken Nichtlinearitäten führen, welche das Konvergenzverhalten erheblich beeinflussen können. Zur Optimierung der numerischen Stabilität wurde für den normalverteilten Anstieg der spezifischen Wärmekapazität daher eine Halbwertsbreite von 471 K ermittelt.

Bei der Belichtung im PBF-LB-Prozess wird durch Verdampfungsvorgänge sowie die Bildung von Prozessnebenprodukten Energie aus dem betrachteten System abgeführt. Da die komplexe Bildung von Prozessnebenprodukten in FE-basierten Modellen nicht direkt abgebildet werden kann, wurde die damit verbundene irreversible Abfuhr von Energie über die Funktion

$$\Delta H(t, T) = \xi \Delta t (T - 2500 \text{ K}) \text{ für } T \geq 2500 \text{ K} \quad (4.3)$$

mit  $\xi = 3 \cdot 10^5 \text{ kJkg}^{-1} \text{ K}^{-1} \text{ s}^{-1}$  abgeschätzt. Dabei stellt  $\xi$  einen spezifischen Koeffizienten dar, der die Intensität der aus dem System abgeführten Energie durch Schweißspritzer sowie Verdampfungsvorgänge im Schmelzbad bestimmt. Durch die Wahl des Koeffizienten wird zudem die auftretende Maximaltemperatur beschränkt [146].



**Abbildung 4.1:** Latente Wärme des Schmelz- bzw. Erstarrungsvorgangs.

## 4.2 Modellierung der Laserquelle

Die Modellierung der Laserquelle erfolgte als externer Wärmefluss über die ABAQUS Subroutine DFLUX. Der Wärmefluss  $\dot{Q}$  wurde dabei mit der modifizierten Goldak-Gleichung

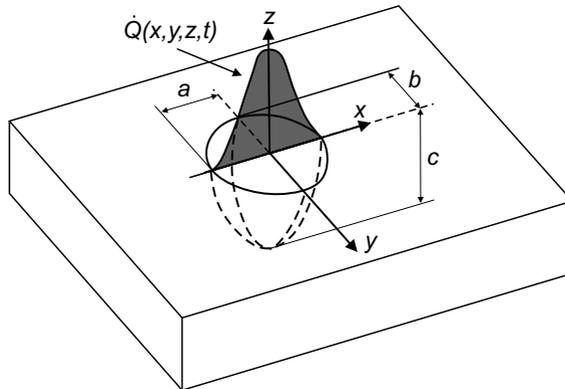
$$\dot{Q}(x, y, z, t) = \frac{2\eta P}{abc\pi\sqrt{\pi}} \cdot \exp\left(-\frac{(x - v_x t)^2}{a^2} - \frac{(y - v_y t)^2}{b^2} - \frac{z^2}{c^2}\right) \quad (4.4)$$

beschrieben (siehe Abbildung 4.2) [120, 147]. Für die Laserleistung  $P$  und die Scangeschwindigkeiten in  $x$ -Richtung  $v_x$  und  $y$ -Richtung  $v_y$  wurden die in Kapitel 5 optimierten Werte von 250 W bzw. 900 mm s<sup>-1</sup> eingesetzt. Beschleunigungs- bzw. Verzögerungseffekte der Laserquelle, wie sie im PBF-LB-Prozess infolge der Trägheit der Scanneroptik auftreten können, wurden dabei vernachlässigt. Die Parameter  $a$  und  $b$  entsprechen mit 20 µm dem halben Strahldurchmesser. Der Parameter  $c$  ist ein Maß für die Tiefenwirkung der Laserstrahlung infolge Mehrfachreflexion an Pulverpartikeln oder Kavitäten im Schmelzbad,  $\eta$  ist der Absorptionskoeffizient. Die Werte sind dabei stark von den Prozessrandbedingungen, wie dem verwendeten Pulver, der Laserquelle sowie den Prozessparametern abhängig [44]. Zur Bestimmung von  $\eta$  und  $c$  wurde das Modell daher über einen Vergleich der Simulationsergebnisse mit realen Schmelzbahnabmessungen kalibriert.

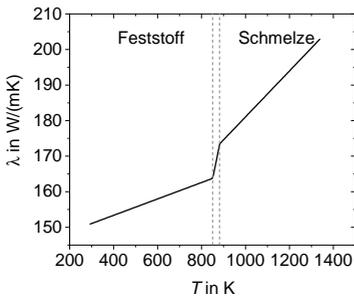
## 4.3 Materialmodell

### 4.3.1 Feststoff und Schmelze

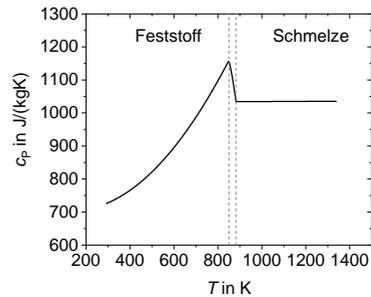
Die Wärmeleitfähigkeit sowie die spezifische Wärmekapazität wurden im Modell temperaturabhängig betrachtet und sind in Abbildung 4.3 dargestellt. Die Berechnung der Wärmeleitfähigkeit erfolgte dabei durch Approximation der Werte von Li et al. [116] für den Feststoff sowie Li et al. [115] für die Schmelze. Im PBF-LB-Prozess treten durch den Marangoni-Effekt Strömungen im Schmelzbad



**Abbildung 4.2:** Schematische Darstellung des Goldak-Modells für die Wärmequelle. Angelehnt an [120].



(a) Thermische Leitfähigkeit [64, 116]



(b) Spezifische Wärmekapazität [117, 148, 149]

**Abbildung 4.3:** Thermische Leitfähigkeit und spezifische Wärmekapazität des Feststoffs und der Schmelze.

auf. Um diese bei der Modellierung zu berücksichtigen, wurde für die Schmelze eine gegenüber dem Feststoff erhöhte Wärmeleitfähigkeit angenommen [115]. Die Berechnung der spezifischen Wärmekapazität erfolgte durch Approximation der Werte von Wang et al. [148] sowie Liu et al. [117] für den Feststoff bzw. Wei et al. [149] für die Schmelze.

### 4.3.2 Pulver

Die effektive Wärmeleitfähigkeit des Pulvers  $\lambda_p$  wurde mithilfe der modifizierten Zehner-Schlünders-Gleichung

$$\frac{\lambda_p}{\lambda_{Ar}} = (1 - \sqrt{1 - \varphi}) \left( 1 + \frac{\varphi \lambda_R}{\lambda_{Ar}} \right) + \sqrt{1 - \varphi} \left( (1 - \zeta)A + \zeta \frac{\lambda_k}{\lambda_{Ar}} \right) \quad \text{mit} \quad (4.5)$$

$$A = \frac{2}{1 - \frac{B\lambda_{Ar}}{\lambda}} \left( \frac{B}{\left(1 - \frac{B\lambda_{Ar}}{\lambda}\right)^2} \left( 1 - \frac{\lambda_{Ar}}{\lambda} \right) \ln \frac{\lambda}{B\lambda_{Ar}} - \frac{B+1}{2} - \frac{B-1}{1 - \frac{B\lambda_{Ar}}{\lambda}} \right) + \frac{\lambda_R}{\lambda_{Ar}}$$

aus der Wärmeleitfähigkeit des Feststoffes  $\lambda$  (siehe Abbildung 4.3a) und des umgebenden Gases  $\lambda_{Ar}$  abgeschätzt [113, 150]. Darin ist  $\varphi$  die Porosität des Pulvers und  $\zeta$  die Oberflächenflachheit der Pulverpartikel. Diese Größe beschreibt den abgeflachten Oberflächenanteil eines Partikels, der sich in Kontakt mit einem anderen Partikel befindet, wobei  $\zeta = 1$  für vollen Kontakt und  $\zeta = 0$  für keinen Kontakt der Partikel untereinander steht [150]. Der Wärmetransport  $\lambda_R$  infolge Wärmestrahlung zwischen einzelnen Partikeln wurde über die modifizierte Damköhler-Gleichung

$$\lambda_R = \frac{4\varepsilon_R \sigma_S x_p}{1 - 0,132\varepsilon_R} T^3 \quad (4.6)$$

berechnet [151].  $\varepsilon_R$  ist dabei die Emissivität des Pulvers,  $x_p$  der mittlere Partikeldurchmesser und  $\sigma_S$  die Stefan-Boltzmann-Konstante.

Die Emissivität des Pulvers wurde aus der Porosität  $\varphi$  und der Oberflächenemissivität  $\varepsilon_o$  des Vollmaterials abgeschätzt [150]:

$$\varepsilon_R = A_H \frac{\varepsilon_o \left( 2 + 3,082 \left( \frac{1-\varphi}{\varphi} \right)^2 \right)}{\varepsilon_o \left( 1 + 3,082 \left( \frac{1-\varphi}{\varphi} \right)^2 \right) + 1} + (1 - A_H) \varepsilon_o \quad (4.7)$$

mit

$$A_H = \frac{0,908\varphi^2}{1,908\varphi^2 - 2\varphi + 1}.$$

Die Morphologie der Pulverpartikel  $B$  kann über die Gleichung

$$B \approx 1,25 \left( \frac{1 - \varphi}{\varphi} \right)^{\frac{10}{9}} \quad (4.8)$$

aus der Porosität des Pulvers  $\varphi$  abgeschätzt werden [113]. Für sphärische Partikel ist  $B = 1$ , für nadelförmige Partikel ist  $B < 1$  und für  $1 < B < 4$  haben die Partikel die Form eines Zylinders.

Die Porosität des Pulvers wurde aus der Schüttdichte  $\rho_P$  über

$$\varphi = 1 - \frac{\rho_P}{\rho} \quad (4.9)$$

berechnet. Der Wärmetransport infolge des Kontaktes einzelner Partikel wurde über  $\lambda_k$  mit Hilfe folgender Gleichung beschrieben [150]:

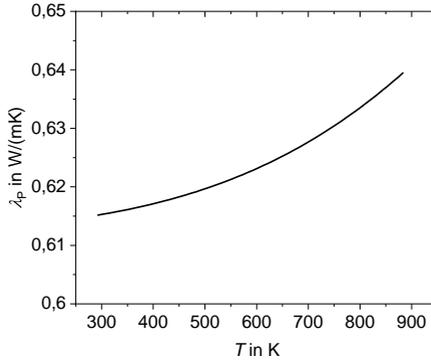
$$\lambda_k = 18\zeta\lambda \quad (4.10)$$

Die zur Berechnung der effektiven Wärmeleitfähigkeit des Pulvers verwendeten Parameter und Konstanten sind in Tabelle 4.2 aufgelistet.

**Tabelle 4.2:** Werte zur Berechnung der effektiven Wärmeleitfähigkeit des Pulvers.

Größe	Wert	Quelle
Partikeldurchmesser	$x_P = 37,4 \mu\text{m}$	eigene Arbeit
Porosität	$\varphi = 0,422$	eigene Arbeit
Oberflächenflachheit	$\zeta = 1 \times 10^{-4}$	[119]
Oberflächenemissivität	$\varepsilon_o = 0,36$	[145]
Wärmeleitfähigkeit Argon	$\lambda_{Ar} = 0,018 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$	[152]

In Abbildung 4.4 ist die ermittelte Wärmeleitfähigkeit des Pulvers als Funktion der Temperatur dargestellt. Im Vergleich mit der Wärmeleitfähigkeit des Feststoffs bzw. der Schmelze (siehe Abbildung 4.3a) ist dabei zu erkennen, dass das



**Abbildung 4.4:** Berechnete Wärmeleitfähigkeit des verwendeten Metallpulvers.

Pulver eine um mehr als zwei Größenordnungen geringere Wärmeleitfähigkeit besitzt und somit als isolierend betrachtet werden kann. In der Übergangszone von Pulver zu Schmelze führt die geringe Wärmeleitfähigkeit des Pulvers zu starken Nichtlinearitäten, welche sich erheblich auf die Rechenzeit sowie die Stabilität der Simulation auswirken. Zur Reduktion der Nichtlinearitäten wurde für die FE-Berechnungen eine modifizierte Wärmeleitfähigkeit des Pulvers  $\lambda_{p,mod}$  mit

$$\lambda_{p,mod} = \frac{T - T_0}{T_L - T_0} \lambda + \frac{T_L - T}{T_L - T_0} \lambda_p \text{ für } T_0 \leq T \leq T_L \quad (4.11)$$

mit  $T_0 = 298 \text{ K}$  verwendet.

Infolge der Unterschiede in der Dichte zwischen Pulver und Vollmaterial stellt sich im PBF-LB-Prozess eine effektive Dicke  $t_{eff}$  der Pulverschicht ein, welche in erster Näherung aus der Schichthöhe  $t_s$  und der Porosität des Pulvers mit

$$t_{eff} = \frac{t_s}{1 - \varphi} \quad (4.12)$$

beschrieben werden kann [153]. Bei der Konsolidierung des Pulvers tritt demnach eine Volumenänderung auf, welche in einem rein thermischen Simulationsmodell nicht direkt abgebildet werden kann. Im betrachteten Modell entspricht die Dicke der aufgetragenen Pulverschicht der Schichtdicke von  $30 \mu\text{m}$ . Um die

zum Aufschmelzen der Pulverpartikel benötigte Energiemenge dennoch vollständig abzubilden, wurden für Pulver und Vollmaterial dieselben Werte hinsichtlich der spezifischen Wärmekapazität angenommen.

## 4.4 Thermische FE-Prozessmodelle

### 4.4.1 Einzelbahnmodell

Im ersten Schritt wurde in einem thermischen Modell die Belichtung einer Einzelbahn betrachtet. Dieses Modell dient in erster Linie zur Kalibrierung der Tiefenwirkung  $c$  sowie des Absorptionskoeffizienten  $\eta$  der Goldak-Wärmequelle über den Vergleich simulierter mit experimentell ermittelten Schmelzbahnabmessungen. Der Aufbau des Modells ist in Abbildung 4.5 dargestellt. Als Grundlage des Modells dient ein aus Feststoff modellierter Quader

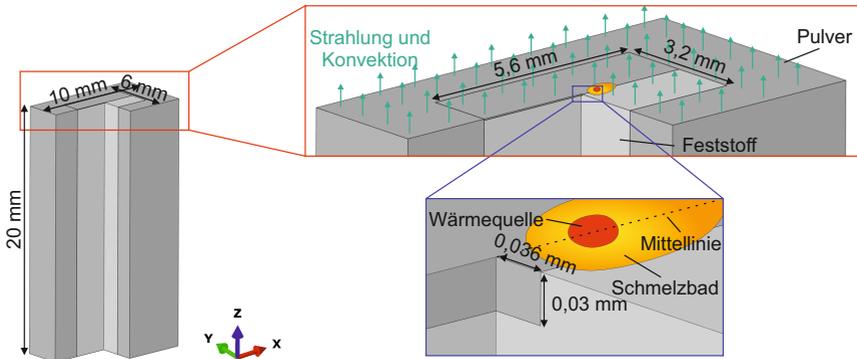


Abbildung 4.5: Schematische Darstellung des FE-Modells zur Belichtung einer Einzelbahn.

mit den Abmessungen von  $5,6 \times 3,2 \times 20 \text{ mm}^3$ . Um die Abfuhr der Prozesswärme zu beschreiben, sind die Seitenflächen des Quaders von Pulver umgeben. An der Oberfläche  $\Gamma$  des betrachteten Systems gilt:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n_o} - \dot{q} + \dot{q}_r + \dot{q}_c = 0 \quad (4.13)$$

Hierbei ist  $n_o$  der Normalenvektor der Oberfläche und  $\dot{q}$  der von außen auf das System wirkende Wärmefluss.  $\dot{q}_r$  bezeichnet die Wärmeverluste an der Oberfläche infolge von Wärmestrahlung (siehe Gleichung 2.12).  $\dot{q}_c$  ist der Wärmefluss infolge von Konvektion und beschreibt den Wärmeaustausch aufgrund von Strömungen der Gase an der Systemoberfläche (siehe Gleichung 2.13). Die Referenztemperatur  $T_0$  beträgt dabei 298 K. Der Wärmeübergangskoeffizient  $h_c$  wurde mit  $h_c = 80 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$  als konstant angenommen [145]. Zu Beginn der Simulation gilt des Weiteren die thermische Randbedingung

$$T(x, y, z, 0) = T_{\text{ini}} \quad (4.14)$$

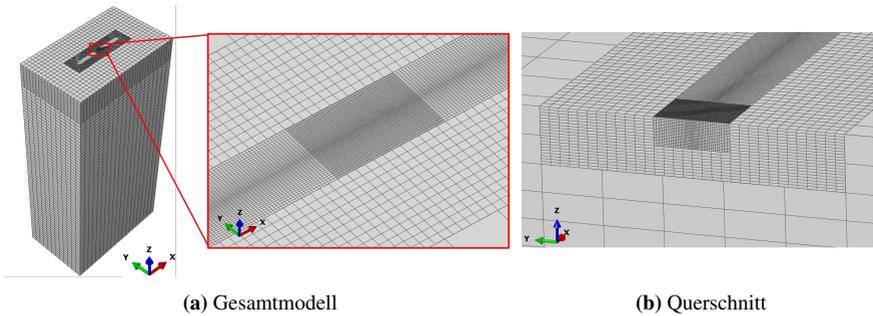
mit einer initialen Temperatur  $T_{\text{ini}} = 308 \text{ K}$ . Diese Temperatur entspricht in erster Näherung der sich im Verlauf des PBF-LB-Prozesses einstellenden Temperatur der Bauplatte.

Im Verlauf der Simulation soll sich die Laserquelle einmal entlang der Mittellinie auf der Oberfläche bewegen. Im realen PBF-LB-Prozess findet zur Vermeidung von Bindefehlern eine Überlappung benachbarter Schmelzbahnen statt. Um dies zu berücksichtigen, wurde lediglich ein Teil der Quaderoberfläche als Pulver modelliert. Der Abstand von dem Mittelpunkt der Wärmequelle (gestrichelte Linie in Abbildung 4.5) zum Rand des Pulvergebietes wurde dabei mit

$$u = \frac{b_s}{2} - h \quad (4.15)$$

berechnet.  $b_s$  ist die aus Schliffbildern ermittelte mittlere Schmelzbahnweite von  $228 \mu\text{m}$  und  $h$  die Schraffurdistanz von  $150 \mu\text{m}$ .

In Abbildung 4.6a ist das FE-Netz des Modells dargestellt. Das Gesamtmodell umfasst dabei 393764 Elemente vom Typ DC3D8 sowie 429368 Knoten.

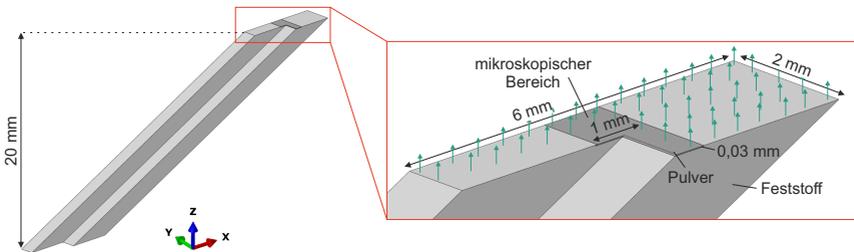


**Abbildung 4.6:** Vernetzung des FE-Modells zur Kalibrierung der Schmelzbahnabmessungen.

DC3D8-Elemente sind hexaedrisch mit acht Knoten und sind für rein thermische Berechnungen geeignet. Die Definition der Elementgröße erfolgt stufenweise unter Verwendung der in ABAQUS implementierten \*TIE-Randbedingung. Die äußeren Bereiche dienen lediglich zur Beschreibung der Abfuhr der durch die Wärmequelle eingebrachten Prozesswärme und wurden daher mit einer Kantenlänge von  $150 - 500\mu\text{m}$  vergleichsweise grob modelliert. Der Bereich entlang der Trajektorie, auf der sich die Laserquelle im Verlauf der Simulation bewegt, wurde mit einem optimierten, zur Mittellinie hin feiner werdenden FE-Netz mit einer Kantenlänge von  $5 - 20\mu\text{m}$  modelliert. Dies ermöglicht eine akkurate Implementierung der Goldak-Optik sowie die präzise Auswertung der Schmelzbahnabmessungen.

## 4.4.2 Schichtmodelle

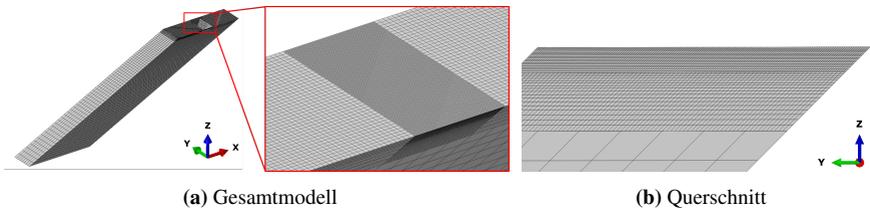
Das Ziel der Schichtmodelle ist die örtlich aufgelöste Analyse der Temperaturhistorie infolge des Belichtungsvorgangs im PBF-LB-Prozess. Hierzu wurde im Rahmen der Schichtmodelle die Belichtung einer vollständigen Schicht beschrieben. Als Grundlage hierfür dient ein Bauteil mit einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2\text{ mm}^2$  und einer Höhe von  $20\text{ mm}$ . Um den Einfluss bauteilgeometrischer Randbedingungen auf die Temperaturhistorie infolge des Belichtungsvorgangs zu analysieren, wurde im Rahmen der Schichtmodelle die Belichtung unter



**Abbildung 4.7:** Schematische Darstellung des Schichtmodells zur Belichtung einer Schicht am Beispiel eines Aufbauwinkels von  $45^\circ$ .

den Aufbauwinkeln von  $45^\circ$ ,  $60^\circ$ ,  $75^\circ$  und  $90^\circ$  betrachtet. In Abbildung 4.7 ist der Aufbau der Schichtmodelle exemplarisch an einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$  dargestellt. Analog zum Einzelbahnmodell wurden an der Oberfläche der Schichtmodelle Wärmeverluste durch Strahlung sowie Konvektion berücksichtigt (siehe Gleichung 2.12 und 2.13). Zu Beginn der Belichtung wurde für die initiale Temperatur ebenfalls die thermische Randbedingung  $T_{ini} = 308\text{ K}$  verwendet. Infolge der hohen Wärmeleitfähigkeit von AlSi10Mg wird im PBF-LB-Prozess die eingebrachte Prozesswärme im Wesentlichen über das Bauteil abgeführt. Demzufolge wurde in den Schichtmodellen der Wärmetransport aus den Seitenflächen im betrachteten Bauteil in das umgebende Pulver vernachlässigt [154]. Hierdurch entfiel die Notwendigkeit, um die betrachteten Bauteile Pulver zu modellieren, wodurch die Berechnungszeiten erheblich reduziert werden konnten. Die Auswertung der Temperaturhistorie erfolgte dabei in einem Bereich entlang der Mittellinie ( $x = 0\text{ mm}$ ) von der Downskin zur Upskin-Seite der Modelle. Zur weiteren Optimierung des Berechnungsaufwands konnten die äußeren Bereiche ( $x \leq -0,5\text{ mm}$  und  $x \geq 0,5\text{ mm}$ ) daher als mesoskopisch betrachtet und entsprechend vergrößert modelliert werden.

In Abbildung 4.8 ist ein repräsentatives FE-Netz der Schichtmodelle am Beispiel eines Aufbauwinkels von  $45^\circ$  dargestellt. Wie bei dem Einzelbahnmodell wurden zur Vernetzung Elemente vom Typ DC3D8 eingesetzt. Dabei erfolgte die Festlegung der Elementgröße ebenfalls stufenweise unter Verwendung der \*TIE-Randbedingung. Die unteren Bereiche wurden dabei zur Abfuhr der Prozesswärme mit einer Elementkantenlänge von  $250 - 750\text{ }\mu\text{m}$  vergleichsweise grob

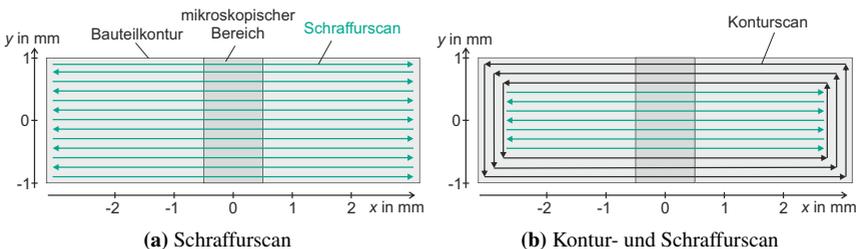


**Abbildung 4.8:** Vernetzung der FE-Schichtmodelle am Beispiel eines Aufbauwinkels von  $45^\circ$ .

vernetzt. In den mesoskopischen Bereichen beträgt die Kantenlänge etwa  $50\ \mu\text{m}$  und in dem mikroskopischen Bereich  $10 - 15\ \mu\text{m}$ .

Analog zum Einzelbahnmodell erfolgte die Modellierung der Laserquelle auch in den Schichtmodellen als externer Goldak-Wärmefluss (siehe Kapitel 4.2). Für den Absorptionskoeffizienten wurde in den Schichtmodellen mit dem bei der Kalibrierung ermittelten Wert gerechnet. Um den Rechenaufwand zu optimieren, wurden die mesoskopischen Bereiche mit einer vergrößerten Optik mit einem Strahldurchmesser von  $200\ \mu\text{m}$  sowie einer Tiefenwirkung von  $70\ \mu\text{m}$  belichtet. Im mikroskopischen Bereich erfolgte für  $-0,45\ \text{mm} \leq x \leq 0,45\ \text{mm}$  die Belichtung mit einem Strahldurchmesser von  $40\ \mu\text{m}$  sowie der bei der Kalibrierung ermittelten Tiefenwirkung der Wärmequelle.

Zur Belichtung einer vollständigen Schicht wurden im Rahmen der FE-Simulation verschiedene Scanstrategien betrachtet, welche in Abbildung 4.9 dargestellt sind. Um den reinen Einfluss überhängender Bauteilbereiche auf die Temperaturhistorie zu analysieren, wurde zunächst eine bidirektionale Belichtungsstrategie,



**Abbildung 4.9:** Betrachtete Scanstrategien der in der Simulation belichteten Schicht.

welche ausschließlich aus dem Schraffurscan besteht, betrachtet. Dabei wurde ein Verlauf der Lasertrajektorien in  $x$ -Richtung (Abbildung 4.9b) sowie in  $y$ -Richtung unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$  analysiert. In  $x$ -Richtung verlaufen die Lasertrajektorien Downskin- bzw. Upskin-Fläche des belichteten Probekörpers, in  $y$ -Richtung senkrecht dazu. Dabei ist bei einem Schraffurscan in  $y$ -Richtung eine Überlagerung des geometrisch bedingten Wärmestaus an der Downskin-Fläche mit der lokalen Wärmeakkumulation durch die Umkehrpunkte der Lasertrajektorie zu erwarten.

Da in der realen Bauteilherstellung mittels PBF-LB in jeder Schicht meist zunächst die Kontur des Bauteils belichtet wird (Konturscan) [17], wurden im Rahmen der Simulation ebenfalls Scanstrategien mit Konturscan betrachtet (siehe Abbildung 4.9b). Analog zu den im Rahmen dieser Arbeit experimentell hergestellten Proben wurde dabei ein dreifacher Konturscan abgebildet, bei welchem die Konturbahnen von außen nach innen belichtet werden. Um die Rotation der Lasertrajektorien des Schraffurscans zweier aufeinanderfolgender Schichten zu beschreiben, wurden im Rahmen der Simulation die beiden Extremfälle mit einem Schraffurscan in reine  $x$ -Richtung bzw.  $y$ -Richtung unter den Aufbauwinkeln von  $45$ ,  $60$ ,  $75$  und  $90^\circ$  betrachtet.

Für den Bahnabstand wurde sowohl für den Konturscan als auch für den Schraffurscan der experimentelle Wert von  $150\ \mu\text{m}$  eingesetzt. In der Zeitspanne zwischen der Belichtung zweier aufeinanderfolgender Trajektorien wurde keine Wärmequelle abgebildet. Die Zeitspanne berechnet sich aus dem Abstand der Start- und Endkoordinaten der Trajektorien sowie der Geschwindigkeit von  $3000\ \text{mm s}^{-1}$ . Diese entspricht dabei der Geschwindigkeit, mit welcher in der realen PBF-LB-Anlage der Fokuspunkt auf der Belichtungsebene zwischen zwei aufeinanderfolgenden Trajektorien bei ausgeschalteter Laserquelle bewegt wird.

Wie bereits im Kapitel 2.3 beschrieben, korrelieren die Mikrostruktur und die damit verbundenen mechanischen Eigenschaften von AlSi10Mg stark mit den prozessbedingt vorliegenden Erstarrungsbedingungen. Die Beschreibung des Erstarrungsverhaltens erfolgte im Rahmen der Simulation über die Abkühlgeschwindigkeit beim Unterschreiten der Solidustemperatur. Die Implementierung dieser Erstarrungsrate

$$\dot{T}_E = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{T_n - T_{n-1}}{t_n - t_{n-1}} \text{ für } T_{n-1} \geq T_S \text{ und } T_n \leq T_S \quad (4.16)$$

erfolgte mit der ABAQUS Subroutine UMATHHT über die vorliegenden Temperaturen und Totalzeiten im Inkrement  $n$  bzw.  $n - 1$ . Aus den Erstarrungsraten kann schließlich über die Matyja-Gleichung (siehe Gleichung 2.10) ein Maß für die Zellgröße ermittelt werden [69]. Für die Parameter  $a_c$  und  $m$  wurden dabei die für PBF-LB AlSi10Mg in der Literatur gängigen Werte von 43.2 bzw. 0.324 eingesetzt [67]. Dabei ist zu beachten, dass dieses Modell die Ausbildung der Wärmeeinflusszone am Schmelzbadrand infolge einer kurzzeitigen Wärmebehandlung nicht berücksichtigt. In der Literatur werden für die Größe der Wärmeeinflusszone Werte von lediglich  $2 - 7 \mu\text{m}$  angegeben, wodurch dieser Effekt bei einer rein thermischen Betrachtung vernachlässigt werden kann [68, 73].



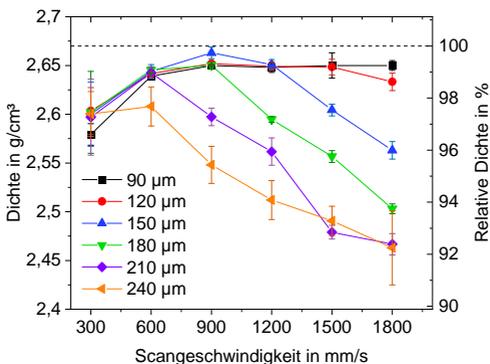
# 5 Prozessoptimierung des pulverbettbasierten Laserstrahlschmelzens

## 5.1 Ermittlung der optimalen Prozessparameter

Zur Ermittlung eines optimalen Prozessfensters wurden zunächst quaderförmige Probekörper mit verschiedenen Prozessparametern aufgebaut. Die Belichtung erfolgte hierbei mit einer konventionellen Scanstrategie mit dreifachem Konturscan und bidirektionalem Schraffurscan (siehe Abbildung 2.6). Der Rotationswinkel zwischen den Trajektorien im Schraffurscan zweier aufeinanderfolgender Schichten betrug dabei  $67^\circ$ . Zur Identifikation optimaler Prozessparameter wurde die verwendete Scangeschwindigkeit von  $300 - 1800 \text{ mm s}^{-1}$  in Schritten von  $300 \text{ mm s}^{-1}$  variiert. Die Schraffurdistanz wurde von  $90 - 240 \mu\text{m}$  in Schritten von  $30 \mu\text{m}$  variiert. Der Bahnabstand zwischen zwei benachbarten Trajektorien im Konturbereich wurde mit der Schraffurdistanz gleichgesetzt. Um eine möglichst hohe Aufbaurrate zu erreichen, wurde für die Laserleistung der Höchstwert der verwendeten Anlage von  $250 \text{ W}$  verwendet. Des Weiteren wurden alle Probekörper mit einer konstanten Schichthöhe von  $30 \mu\text{m}$  sowie einem Strahldurchmesser von  $40 \mu\text{m}$  aufgebaut. Für jede Parameterkombination wurden drei Probekörper an verschiedenen Positionen auf der Bauplatte aufgebaut, um mögliche Einflussfaktoren auf die Porosität hinsichtlich Inhomogenitäten der Schutzgasströmung zu berücksichtigen. Des Weiteren wurde zu Beginn der

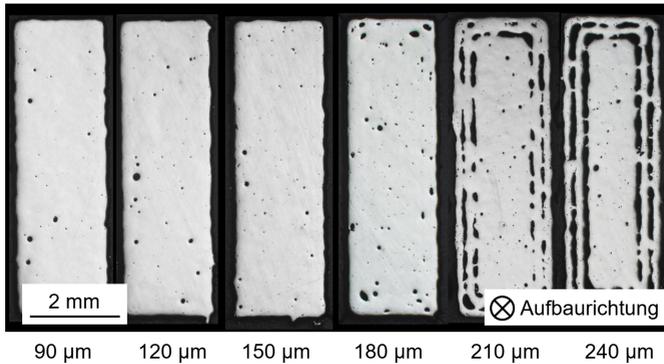
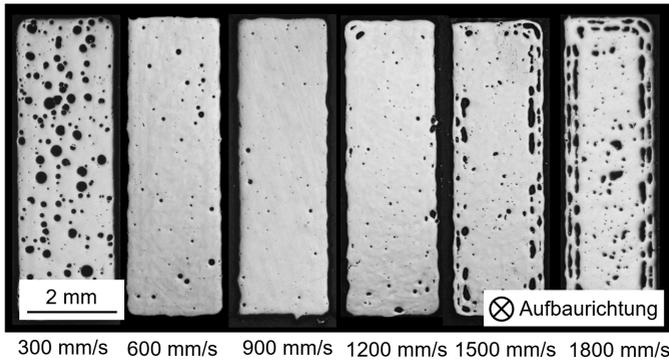
Belichtung jeder Schicht zunächst ein Ersatzbauteil belichtet, um mögliche Einflüsse auf die Porosität infolge thermischer Linseneffekte beim Einschalten der Laserquelle auszuschließen. Die Herstellung der Probekörper erfolgte zudem mit Neupulver.

In Abbildung 5.1 sind die aus der archimedischen Dichtebestimmung der Probekörper der Parameterstudie erhaltenen Dichten sowie die relativen Dichten in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit für verschiedene Schraffurdistanzen dargestellt. Für die Dichtemessung wurden die hergestellten Probekörper an der Unterseite abgeschliffen, um einen möglichen Einfluss der bei der Herstellung verwendeten Supports zu eliminieren. Die Berechnung der relativen Dichten erfolgte



**Abbildung 5.1:** Ermittelte Dichte in Abhängigkeit der im Rahmen der Parameterstudie variierten Prozessparameter Scangeschwindigkeit und Schraffurdistanz.

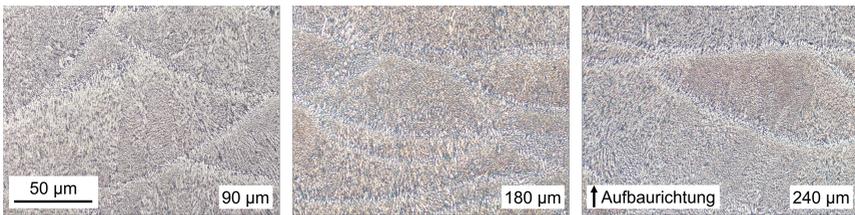
mit Probekörpern aus gegossenem AlSi10Mg als Referenz. Für diese wurde eine Dichte von  $2,670 \text{ g cm}^{-3}$  ermittelt [155] (eigene Veröffentlichung). In computertomografischen Untersuchungen der Referenzkörper konnte diesbezüglich keine Porosität nachgewiesen werden. Für die PBF-LB-Proben ist mit steigender Scangeschwindigkeit zunächst ein leichter Anstieg der erzielten Dichte zu erkennen, bevor diese wiederum stark abfällt. Für größere Schraffurdistanzen verschiebt sich dabei der Bereich mit der höchsten ermittelten Dichte zu geringeren Scangeschwindigkeiten. Ab einer Schraffurdistanz von  $180 \mu\text{m}$  nimmt des Weiteren

(a) Einfluss der Schraffurdistanz bei einer Scangeschwindigkeit von  $900 \text{ mm s}^{-1}$ .(b) Einfluss der Scangeschwindigkeit bei einer Schraffurdistanz von  $150 \mu\text{m}$ .

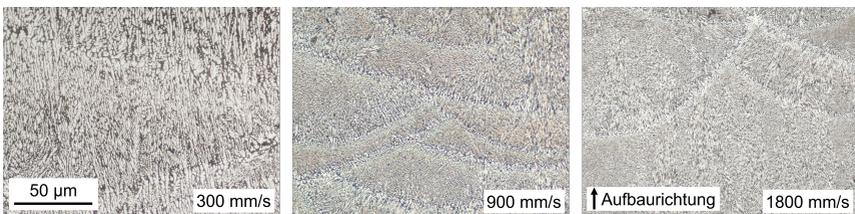
**Abbildung 5.2:** Lichtmikroskopische Aufnahmen der ungeätzten Probenquerschnitte zur Darstellung des Einflusses von Schraffurdistanz und Scangeschwindigkeit auf die Porosität.

die maximale Dichte deutlich ab. Bei einer Schraffurdistanz von  $150 \mu\text{m}$  sowie einer Scangeschwindigkeit von  $900 \text{ mm s}^{-1}$  wurde die insgesamt höchste Dichte von  $2,663 \text{ g cm}^{-3}$  erzielt, welche einer relativen Dichte von  $99,7 \%$  entspricht. Der Einfluss von Schraffurdistanz und Scangeschwindigkeit auf die Defektstruktur ist in Abbildung 5.2 anhand von ungeätzten Schliffbildern dargestellt. Abbildung 5.2a zeigt den Einfluss der Schraffurdistanz bei einer repräsentativen Scangeschwindigkeit von  $900 \text{ mm s}^{-1}$ . Bei Schraffurdistanzen von  $90 - 150 \mu\text{m}$

sind nur vereinzelte sphärische Poren erkennbar. Geringfügige Änderungen hinsichtlich der ermittelten Dichte können hierbei aus einer stärkeren Aufheizung der Probekörper sowie einer Änderung im Absorptionsverhalten durch eine stärkere Überlappung benachbarter Schmelzbahnen infolge einer geringeren Schraffurdistanz resultieren. Für Schraffurdistanzen ab  $180\ \mu\text{m}$  bilden sich zwischen den Bahnen des Konturscans zunehmend Bindefehler, woraus schließlich auch der deutliche Abfall der Dichte resultiert. Der Einfluss der Scangeschwindigkeit ist für eine repräsentative Schraffurdistanz von  $150\ \mu\text{m}$  in Abbildung 5.2b dargestellt. Für eine Scangeschwindigkeit von  $300\ \text{mm s}^{-1}$  ist eine hohe Anzahl an Keyhole-Poren erkennbar, welche mit zunehmender Scangeschwindigkeit abnimmt. Ab einer Scangeschwindigkeit von  $1200\ \text{mm s}^{-1}$  sind des Weiteren Bindefehler zwischen den Konturbahnen und für  $1800\ \text{mm s}^{-1}$  auch im Schraffurbereich zu erkennen.



(a) Einfluss der Schraffurdistanz bei einer Scangeschwindigkeit von  $900\ \text{mm s}^{-1}$ .

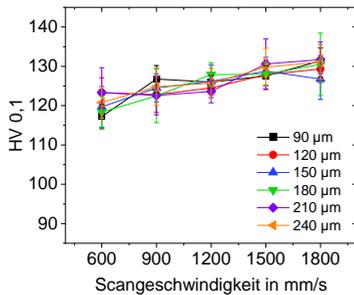


(b) Einfluss der Scangeschwindigkeit bei einer Schraffurdistanz von  $150\ \mu\text{m}$ .

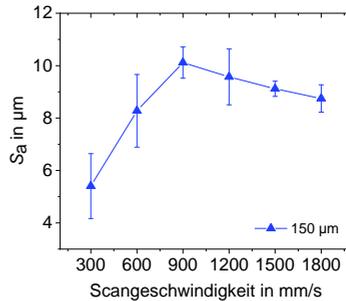
**Abbildung 5.3:** Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrostruktur bei verschiedenen Scangeschwindigkeiten und Schraffurdistanzen.

In Abbildung 5.3 ist der Einfluss der Schraffurdistanz (Abbildung 5.3a) sowie der Scangeschwindigkeit (Abbildung 5.3b) auf die Mikrostruktur anhand von lichtmikroskopischen Aufnahmen dargestellt. Die Schlifffbilder wurden dabei im Schraffurbereich der einzelnen Proben aufgenommen. Auf den Aufnahmen sind deutlich die Schmelzbahnen zu erkennen. Die auftretende Mikrostruktur ist zellulär dendritisch, was besonders für eine Scangeschwindigkeit von  $300 \text{ mm s}^{-1}$  zu erkennen ist. Mit zunehmender Scangeschwindigkeit tritt des Weiteren eine Verfeinerung der Mikrostruktur aufgrund der damit verknüpften höheren Abkühlraten auf.

Zur Charakterisierung des Einflusses der Mikrostruktur auf das mechanische Materialverhalten wurde die Härte HV<sub>0,1</sub> der hergestellten Proben ermittelt. Für jede Kombination an Prozessparametern wurden hierzu zehn Härteeindrücke in den Schraffurbereich der entsprechenden Proben gesetzt. Um einen Einfluss der Porosität auf die Ergebnisse zu reduzieren, wurde jeder Härteeindruck auf umliegende Poren überprüft. Dabei wurden auftretende Poren als freie Oberfläche betrachtet. Gemäß DIN EN ISO 6507 wurden Härteeindrücke, welche sich näher als das Dreifache ihres Durchmessers an einer Pore befinden, wurden folglich als ungültig markiert und von der Auswertung ausgeschlossen [140]. Die erhaltenen Härtewerte sind in Abbildung 5.4a in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit dargestellt. Aufgrund der hohen Porosität im Schraffurbereich konnten für die Proben mit einer Scangeschwindigkeit von  $300 \text{ mm s}^{-1}$  keine zuverlässigen Härtewerte ermittelt werden. Mit zunehmender Scangeschwindigkeit ist ein leichter Anstieg der Härte von 120 auf 130 HV<sub>0,1</sub> zu erkennen, welcher sich Übereinstimmung mit der feiner werdenden Mikrostruktur befindet. Ein Einfluss der Schraffurdistanz auf die Härte, in Folge des sich damit verbundenen ändernden Energieeintrags, konnte hingegen nicht festgestellt werden. Bei der Analyse der Ergebnisse ist weiterhin zu beachten, dass bei der Auswertung Poren unterhalb der Härteeindrücke nicht erfasst werden konnten, welche folglich einen Einfluss auf das Messergebnis haben können. Gemäß den in Abbildung 5.1 dargestellten Dichtemessungen zeigen die Proben bei einer Scangeschwindigkeit von  $1800 \text{ mm s}^{-1}$  eine starke Zunahme der Porosität für höhere Schraffurdistanzen. Da die entsprechenden Härtewerte keine signifikanten Unterschiede hinsichtlich der Schraffurdistanz zeigen, kann der Einfluss von Poren unterhalb der



(a) Mikrohärte



(b) Oberflächenrauheit bei einer Schraffurdistanz von 150 µm

**Abbildung 5.4:** Mikrohärte und Oberflächenrauheit der im Rahmen der Parameterstudie hergestellten Probekörper.

Härteeindrücke auf die Härtewerte als gering bewertet werden.

In Abbildung 5.4b ist der Einfluss der Scangeschwindigkeit auf die Oberflächenrauheit der Seitenflächen der hergestellten Probekörper am Beispiel einer Schraffurdistanz von 150 µm dargestellt. Für die Scangeschwindigkeiten von 300 – 900 mm s<sup>-1</sup> ist zunächst ein deutlicher Anstieg der Rauheit mit der Scangeschwindigkeit zu erkennen. Bei einer Laserleistung von 250 W entspricht dies einer Linienenergiedichte von 8,3 – 2,8 J cm<sup>-1</sup>. Gemäß den in Kapitel 2.2.7 diskutierten Untersuchungen von Yang et al. resultiert in diesem Bereich eine ansteigende Oberflächenrauheit mit abnehmender Linienenergiedichte infolge der zunehmenden Oberflächenspannung im Schmelzbad durch die verringerten Temperaturen [57]. Als gegenläufiger Effekt kann die Anhaftung von teilweise aufgeschmolzenen Pulverpartikeln angeführt werden. Gemäß den Untersuchungen von Masiagutova et al. kann dieser Effekt besonders bei hohen Linienenergiedichten bzw. geringeren Scangeschwindigkeiten zu einem Anstieg der Oberflächenrauheit führen [56]. Entsprechend zeigen die Ergebnisse eine leichte Abnahme der Oberflächenrauheit ab einer Scangeschwindigkeit von 900 mm s<sup>-1</sup>.

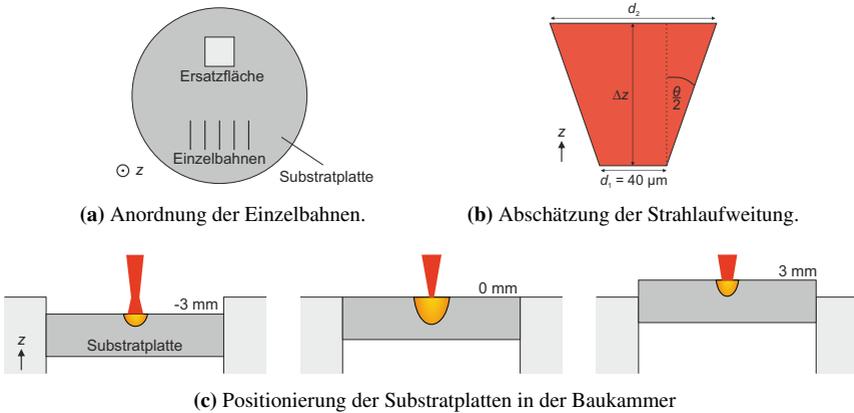
## 5.2 Prozessschwankungen infolge anlagenspezifischer Randbedingungen und des Ausgangspulvers

Zur Analyse von Schwankungen im PBF-LB-Prozess infolge anlagenspezifischer Effekte sowie des Ausgangspulvers wurde eine Reihe von Untersuchungen durchgeführt, welche im Folgenden näher erläutert werden. Dabei wurden die in Kapitel 5.1 hinsichtlich der Porosität optimierten Prozessparameter verwendet.

### 5.2.1 Thermische Linseneffekte

Um eine zeitliche Veränderung des Laserstrahls durch thermische Linseneffekte zu analysieren, wurden zunächst Einzelbahnexperimente zur Charakterisierung der Schmelzbahnabmessungen durchgeführt. Dabei kann davon ausgegangen werden, dass eine Änderung des Strahldurchmessers in der Belichtungsebene infolge thermischer Linseneffekte das Absorptionsverhalten beeinflusst, woraus schließlich veränderte Schmelzbahnabmessungen resultieren [13, 44]. Für die Untersuchungen wurde eine Bauplatte ohne die Verwendung von Pulver mit 10 mm langen Einzelbahnen in einem Abstand von mindestens 700  $\mu\text{m}$  belichtet. Das Layout ist in Abbildung 5.5a dargestellt. Als Bauplatte wurde eine planparallele Platte aus AlCu4PbMgMn verwendet. Zur Erzeugung eines zeitlichen Versatzes zwischen zwei Einzelbahnen wurde nach jeder Einzelbahn eine quadratische Ersatzfläche mit einer Kantenlänge von 10 mm belichtet.

Die Berechnung des zeitlichen Versatzes erfolgte durch eine Analyse des G-Codes. Aus den Start- und Endpunkten der einzelnen Trajektorien wurde zunächst deren Länge ermittelt. Aus der Scangeschwindigkeit von 900  $\text{mm s}^{-1}$  bei eingeschalteter Laserquelle bzw. 3000  $\text{mm s}^{-1}$  bei ausgeschalteter Laserquelle konnte die Zeitspanne zwischen der Belichtung zweier benachbarter Einzelbahnen ermittelt werden. Beschleunigungs- und Verzögerungseffekte beim Start und

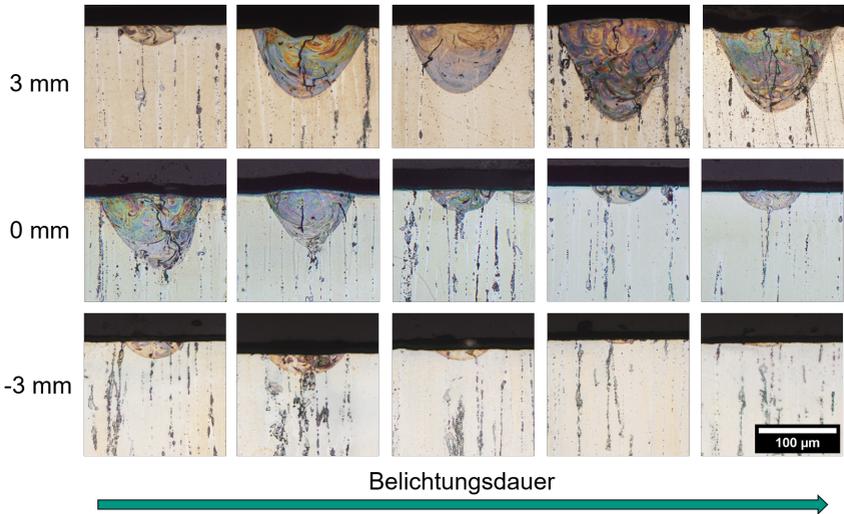


**Abbildung 5.5:** Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zur Untersuchung des Fokusschiffs im PBF-LB-Prozess.

beim Ende jeder Trajektorie infolge von Trägheit der Spiegeloptik wurden hierbei vernachlässigt. Die Analyse ergab einen zeitlichen Versatz zwischen zwei Einzelbahnen von etwa 0,79 s.

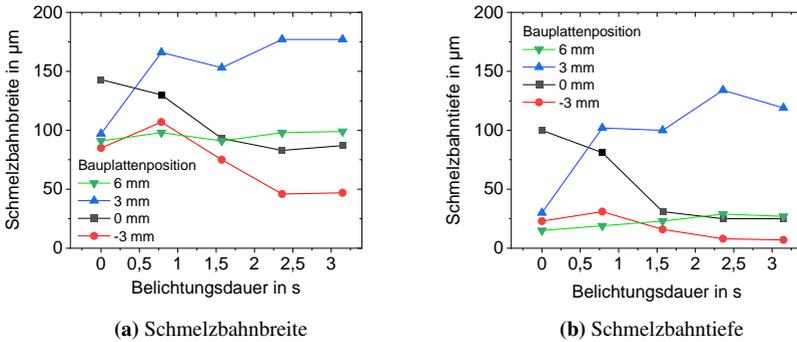
Um eine Änderung der Fokusebene infolge thermischer Linseneffekte zu erfassen, wurden die Einzelbahnexperimente bei verschiedenen Positionen der Substratplatte durchgeführt (siehe Abbildung 5.5c). Die 0 mm-Position beschreibt dabei die initiale Fokuslage des Laserstrahls sowie die Prozessebene im PBF-LB-Prozess. Bei Positionen mit positivem Vorzeichen befindet sich die Substratplatte oberhalb und bei Positionen mit negativem Vorzeichen unterhalb der Referenzposition. Zur Festlegung der Substratplattenpositionen wurde der Einfluss einer Verschiebung der Belichtungsebene  $\Delta z$  auf den Strahldurchmesser abgeschätzt (siehe Abbildung 5.5b). Für den Divergenzwinkel  $\Theta$  wurde ein Wert von  $2^\circ$  angenommen [43]. Eine Verschiebung der Substratplatte um 3 mm führt demnach zu einer Änderung des Strahldurchmessers von etwa  $100 \mu\text{m}$ . Darauf basierend wurde die Substratplattenposition für die Einzelbahnversuche von 9 mm bis  $-9 \text{ mm}$  mit einer Schrittweite von 3 mm variiert. Um eine Fokusverschiebung infolge eines kontaminierten oder beschädigten Schutzglases auszuschließen, wurde dieses vor jedem Einzelbahnexperiment gereinigt und überprüft.

In Abbildung 5.6 sind lichtmikroskopische Aufnahmen der Querschnitte der Einzelbahnen nach unterschiedlichen Belichtungsdauern für die Substratplattenpositionen 3 mm, 0 mm und -3 mm dargestellt. Die aus den Querschnitten ermit-



**Abbildung 5.6:** Zeitliche Entwicklung der Schmelzbadgeometrie in verschiedenen Abständen zur Belichtungsebene.

telten Abmessungen der Einzelbahnen werden in Abbildung 5.7 präsentiert. Bei einer Position von 0 mm zeigt die erste Einzelbahn die größten Abmessungen. Demnach kann auf eine initiale Fokusslage bei 0 mm geschlossen werden. Mit zunehmender Belichtungsdauer zeigen die 0 mm-Bahnen eine deutliche Abnahme hinsichtlich der Abmessungen. Besonders die Tiefe reduziert sich innerhalb der ersten drei Einzelbahnen von etwa 100 µm auf 30 µm. Da bei einer Position von -3 mm ebenfalls eine Abnahme der Schmelzbahnabmessungen zu erkennen ist, kann davon ausgegangen werden, dass sich die Fokusslage mit zunehmender Belichtungsdauer in positive  $z$ -Richtung verschiebt. Dies wird vor allem durch die Schmelzbahnen auf der 3 mm-Position deutlich, welche ab der zweiten Bahn die größten Abmessungen zeigen. Ab der dritten Schmelzbahn treten mit zunehmender Belichtungsdauer für alle betrachteten Positionen lediglich geringfügige

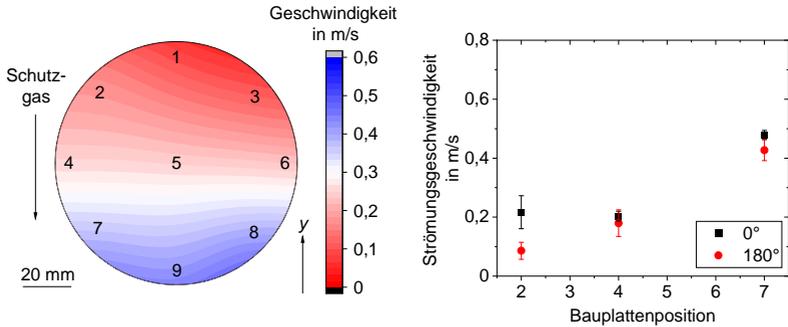


**Abbildung 5.7:** Zeitliche Entwicklung der Schmelzbadgeometrie bei der Belichtung in verschiedenen Positionen der Substratplatte.

Änderungen hinsichtlich der Abmessungen auf. Damit lässt sich schlussfolgern, dass sich die Fokusslage innerhalb der ersten 1,5 – 2 s nach Einschalten der Laserstrahlung um etwa 3 mm nach oben verschiebt und anschließend konstant bleibt. Für die Positionen –9 mm, –6 mm und 9 mm konnten aufgrund des hohen Abstands zur Fokusebene keine Schmelzbahnen auf den Schlibbildern erkannt werden.

## 5.2.2 Analyse der Schutzgasströmung

Neben dem thermischen Linseneffekt können auch weitere Einflussfaktoren, wie Inhomogenitäten der Schutzgasströmung, die Qualität von PBF-LB-Bauteilen maßgeblich beeinflussen (siehe Kapitel 2.2.5). Daher wurde die Schutzgasströmung über der Prozesszone im Rahmen dieser Arbeit eingesetzten Anlage mittels thermischer Anemometrie charakterisiert. Die Geschwindigkeit der Schutzgasströmung wurde an neun Punkten auf der Bauplatte ermittelt, welche in Abbildung 5.8a skizziert sind. Der Rotationsbeschichter befand sich während der Messungen auf der in Abbildung 3.8 dargestellten Ausgangsposition ( $0^\circ$ ). Um die Prozesszeit zu verkürzen, beginnt die Bauteilbelichtung im PBF-LB-Prozess



(a) Geschwindigkeit der Schutzgasströmung über der Bauplatte

(b) Einfluss der Beschichterstellung

**Abbildung 5.8:** Mittels thermischer Anemometrie ermittelte Geschwindigkeiten der Schutzgasströmung.

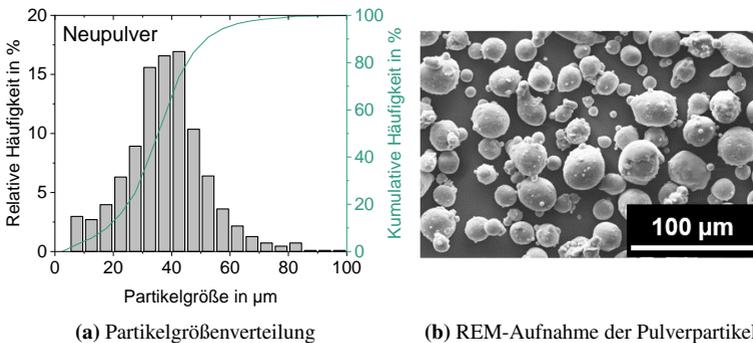
bereits direkt nach der Beschichtung der Substratplatte, noch bevor der Rotationsbeschichter wieder seine Ausgangsposition erreicht hat. Um den Einfluss der Positionierung des Rotationsbeschichters hinsichtlich der Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases zu untersuchen, wurde diese an den Messpunkten 2, 4 und 7 zusätzlich bei einer um  $180^\circ$  versetzten Positionierung ermittelt.

In Abbildung 5.8a sind die gemessenen Geschwindigkeiten der Schutzgasströmung über der Bauplatte dargestellt. Die Ergebnisse zeigen über der Bauplatte einen deutlichen Unterschied hinsichtlich der Strömungsgeschwindigkeit. Besonders in der Nähe des Schutzgasauslasses ist die Strömungsgeschwindigkeit deutlich reduziert. Dies kann auf die konstruktionsbedingt erhöhte Positionierung der Auslassöffnung gegenüber der Bauplatte zurückgeführt werden (siehe Abbildung 3.8). Wie in Abbildung 5.8b zu erkennen ist, resultiert aus der Beschichterstellung kein signifikanter Einfluss hinsichtlich der Strömungsgeschwindigkeit.

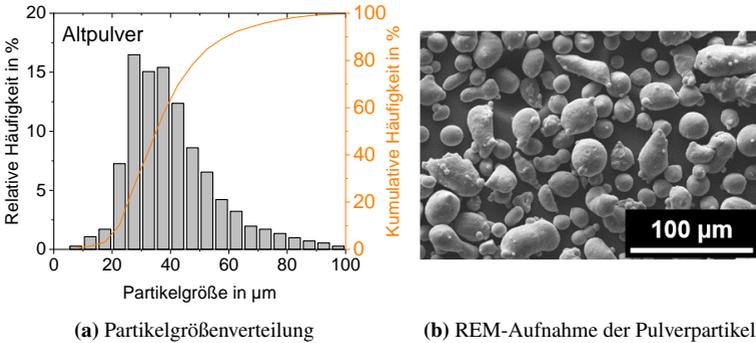
### 5.2.3 Charakterisierung des Ausgangspulvers

In Abbildung 5.9a ist die Größenverteilung der Partikel des im Rahmen der Arbeit eingesetzten Neupulvers mit  $D_{10} = 20,0\mu\text{m}$ ,  $D_{50} = 37,4\mu\text{m}$  und  $D_{90} = 54,4\mu\text{m}$  dargestellt. Abbildung 5.9b zeigt eine REM-Aufnahme einzelner Pulverpartikel. Die Partikel zeigen eine überwiegend sphärische Morphologie mit vereinzelt Satelliten.

Zur Erhöhung der Wirtschaftlichkeit des PBF-LB-Prozesses kann überschüssiges Metallpulver mehrfach verwendet werden. Wie in Kapitel 2 beschrieben, kann die Bauteilqualität infolge einer Mehrfachverwendung sowie dem Kontakt des Pulvers mit der Umgebungsluft jedoch negativ beeinflusst werden. Bei der im Rahmen der vorliegenden Arbeit verwendeten PBF-LB-Anlage erfolgt die Befüllung des Pulverreservoirs manuell über die geöffnete Prozesskammer, wodurch das Pulver mit der Umgebungsluft in Kontakt kommt. Die Lagerung des bereits verwendeten Pulvers erfolgt luftdicht in Weithalsfässern. Zur Untersuchung, ob es dabei zu Alterungseffekten im Pulver kommt, wurde die Qualität von zuvor zweimal eingesetztem Pulver analysiert. Zur Entfernung großer Schweißspritzer wurde das hierzu verwendete Altpulver mittels Sieben (Maschenweite  $63\mu\text{m}$ ) aufbereitet. In Abbildung 5.10 ist die Partikelgrößenverteilung des Altpulvers sowie eine REM-Aufnahme der Pulverpartikel dargestellt. Die Partikel sind im



**Abbildung 5.9:** Partikelgrößenverteilung und REM-Aufnahme einzelner Pulverpartikel des im Rahmen der Arbeit verwendeten Ausgangspulvers.



**Abbildung 5.10:** Partikelgrößenverteilung und REM-Aufnahme einzelner Pulverpartikel von bereits eingesetztem Altpulver.

Mittel mit  $D_{10} = 24,3\mu\text{m}$ ,  $D_{50} = 37,0\mu\text{m}$  und  $D_{90} = 61,0\mu\text{m}$  geringfügig größer als im Neupulver. Die Morphologie der Partikel ist überwiegend sphärisch, jedoch sind im Altpulver bereits einzelne Partikel mit unregelmäßiger Form zu erkennen.

Tabelle 5.1 zeigt die chemische Zusammensetzung des untersuchten Altpulvers im Vergleich zum Neupulver. Bezüglich des Eisengehalts ist dabei kein erhöhter Anteil im Altpulver zu erkennen. Dadurch kann eine Kontamination durch Pulver von Eisenbasiswerkstoffen, welche neben AlSi10Mg ebenfalls auf der verwendeten PBF-LB-Anlage prozessiert wurden, ausgeschlossen werden. Bezüglich des Sauerstoffgehalts ist im Altpulver jedoch ein deutlicher Anstieg zu erkennen. Dies deutet auf eine Anlagerung von Wasser an die Partikel des Altpulvers infolge des Kontaktes mit der Umgebungsluft hin.

Um den Einfluss der Feuchtigkeit zu reduzieren, wurde eine Charge Altpulver getrocknet. Die Trocknung erfolgte bei  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  unter einem Unterdruck von etwa  $100\text{ mbar}$  für zwei Stunden. In Tabelle 5.1 ist die chemische Zusammensetzung des getrockneten Altpulvers angegeben und zeigt einen Rückgang des Sauerstoffgehalts beim getrockneten Altpulver im Vergleich zum Altpulver. Daraus kann geschlossen werden, dass durch eine Trocknung der Feuchtigkeitseinfluss reduziert werden kann.

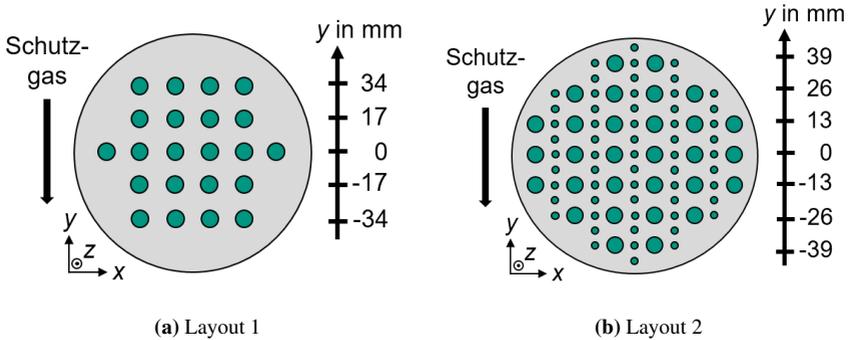
**Tabelle 5.1:** Chemische Zusammensetzung von Neupulver, Altpulver und getrocknetem Altpulver aus AlSi10Mg in Gew.%. Mit angegeben sind die Standardabweichungen.

<b>Pulver</b>	<b>Al</b>	<b>Si</b>	<b>Fe</b>	<b>Mg</b>	<b>O</b>
Neu	Basis	9,27±0,27	0,16± 0,00	0,25±0,00	0,09±0,02
Alt	Basis	9,07±0,24	0,12± 0,00	0,26±0,00	0,16±0,00
Alt getrocknet	Basis	9,69±0,12	0,15± 0,00	0,26±0,00	0,12±0,00

### 5.3 Einfluss der Prozessschwankungen auf den Werkstoffzustand

Zur Charakterisierung des Einflusses thermischer Linseneffekte, der inhomogenen Schutzgasströmung sowie des verwendeten Ausgangspulvers auf den Werkstoffzustand wurden mehrere Versuchsreihen zur Herstellung von Probekörpern durchgeführt. In jeder Versuchsreihe wurden dabei Zugproben sowie zylindrische Probekörper für mikrostrukturelle Untersuchungen hergestellt (siehe Abbildungen 3.3 und 3.4). Als Prozessparameter wurden dabei die in Kapitel 5.1 optimierten Parameter verwendet. Um einen Einfluss von Feuchtigkeit oder einer Mehrfachverwendung des Metallpulvers auszuschließen, wurden die Probekörper zur Untersuchung des Einflusses thermischer Linseneffekte sowie der ungleichmäßigen Schutzgasströmung mit Neupulver aufgebaut (Versuchsreihe A - D). Die bei den Versuchsreihen verwendeten Bauplattenlayouts sind in Abbildung 5.11 dargestellt. Layout 1 beinhaltet 22 unterschiedliche Positionen auf der Bauplatte, welche entweder mit Zugproben oder mit zylindrischen Probekörpern besetzt wurden. Layout 2 besteht aus einer mit 30 Zugproben und 59 zylindrischen Probekörpern wesentlich dichter besetzten Bauplatte. Insgesamt wurden sechs Versuchsreihen (A - F) durchgeführt, welche in Tabelle 5.2 zusammengefasst sind.

Da es sich bei dem thermischen Linseneffekt um einen rein zeitlichen Effekt und bei der inhomogenen Schutzgasströmung um einen reinen Positionseffekt handelt, wurde in den Versuchsreihen A, B und C die Belichtungsreihenfolge der



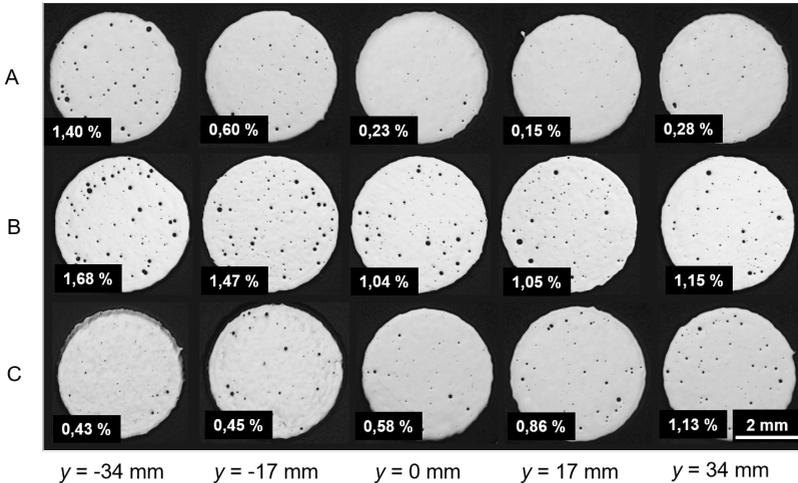
**Abbildung 5.11:** Verwendete Bauplattenlayouts zur Untersuchung des Einflusses von Prozessschwankungen auf den Werkstoffzustand.

**Tabelle 5.2:** Übersicht über die durchgeführten Versuchsreihen A - F.

Versuch	Belichtungsreihenfolge	Layout	Pulver
A	entlang der y-Richtung	1	Neupulver
B	randomisiert	1	Neupulver
C	entgegen der y-Richtung	1	Neupulver
D	entlang der y-Richtung	2	Neupulver
E	entlang der y-Richtung	1	Altpulver
F	entlang der y-Richtung	1	Altpulver getrocknet

Probekörper variiert, um die Auswirkungen der Effekte auf den Werkstoffzustand isoliert voneinander betrachten zu können. In den Versuchsreihen A, B und C wurde dabei das Bauplattenlayout 1 verwendet. In Versuchsreihe A erfolgte die Belichtung entlang der y-Richtung. Um den thermischen Linseneffekt zu eliminieren, wurde die Belichtungsreihenfolge der Probekörper in Versuchsreihe B in jeder Schicht randomisiert. In Versuchsreihe C erfolgte die Belichtung entgegen der y-Richtung.

In Abbildung 5.12 sind ungeätzte Schliffbilder der zylindrischen Probekörper aus den Versuchsreihen A, B und C zur Visualisierung der Porosität dargestellt.



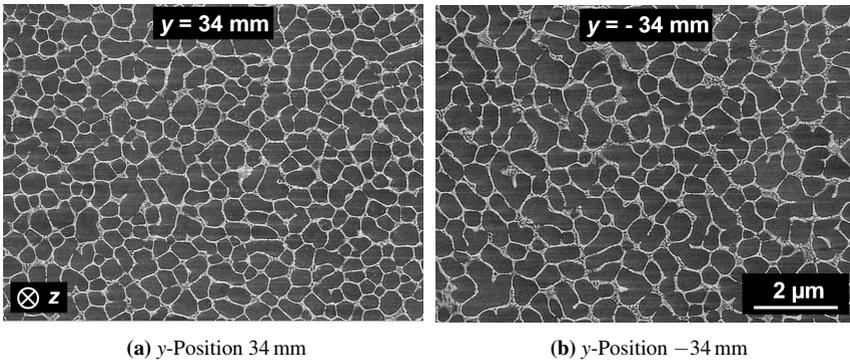
**Abbildung 5.12:** Ungeätzte Schliffbilder und daraus ermittelte Porosität repräsentativer zylindrischer Probekörper der Versuchsreihen A, B und C.

Für jede  $y$ -Position ist dabei ein repräsentatives Schliffbild aus den drei Versuchsreihen gezeigt. Zwischen den Proben auf einer identischen  $y$ -Position wurden dabei keine signifikanten Unterschiede festgestellt. Des Weiteren ist die aus den Schliffbildern mittels Segmentierung über einen globalen Schwellwert in ImageJ erhaltene Porosität mit angegeben. Die dargestellten Poren zeigen dabei eine überwiegend sphärische Morphologie. Bindefehler mit unregelmäßiger Morphologie durch Schweißspritzer konnten aufgrund der vergleichsweise dünn besetzten Bauplatte in Layout 1 nicht nachgewiesen werden.

Bei den Proben der Versuchsreihe A zeigen besonders Probekörper der  $y$ -Positionen  $-34$  mm und  $-17$  mm große sphärische Poren mit einem Durchmesser von über  $100\ \mu\text{m}$ , welche auf den Keyhole-Effekt hindeuten. Des Weiteren ist in der Versuchsreihe A eine deutliche Abnahme der Porosität entlang der  $y$ -Richtung zu erkennen. Da vor allem in den zuerst belichteten Probekörpern Keyhole-Poren zu erkennen sind ( $y$ -Positionen  $-34$  mm und  $-17$  mm), deutet dies auf eine zunehmende Defokussierung des Laserstrahls im Verlaufe

der Belichtung einer Schicht hin. Wie in Kapitel 2.2.5 beschrieben, kann eine Defokussierung des Laserstrahls infolge thermischer Linseneffekte auftreten. Des Weiteren führt eine lokal reduzierte Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases zu einem unvollständigen Abtransport von Rauchgasen sowie Partikeln aus kondensiertem Metaldampf. Dieser Vorgang kann zu einer Brechung der Laserstrahlung und damit ebenfalls zu einer Beeinflussung des Strahldurchmessers führen [39]. Die in den Kapiteln 5.2.1 und 5.2.2 durchgeführten Untersuchungen zeigen dabei das Auftreten thermischer Linseneffekte sowie eine Abnahme der Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases entlang der  $y$ -Richtung. Folglich stellen die Ergebnisse der Versuchsreihe A eine Überlagerung beider Effekte dar. Durch die in jeder Schicht randomisierte Belichtungsreihenfolge der Probekörper der Versuchsreihe B können die Auswirkungen der inhomogenen Schutzgasströmung isoliert betrachtet werden. Dabei sind in allen Schlißbildern überwiegend sphärische Poren zu erkennen. Es zeigt sich eine leichte Abnahme der Porosität entlang der  $y$ -Richtung, welche folglich auf eine Defokussierung des Laserstrahls infolge der inhomogenen Schutzgasströmung hindeutet. Die Gesamtporosität der Probekörper aus Versuchsreihe B ist im Allgemeinen höher als in Versuchsreihe A. Durch die randomisierte Belichtungsreihenfolge in Versuchsreihe B können in jeder Probe Keyhole-Poren infolge eines stark fokussierten Laserstrahls zu Beginn der Belichtung entstehen. Erfolgt die Belichtung der Folgeschichten mit bereits defokussiertem Laserstrahl, verbleiben diese aufgrund der bei defokussiertem Strahl geringeren Schmelzbadtiefe im Probekörper [111]. Bei der Versuchsreihe C erfolgte die Belichtung der Proben entgegen der  $y$ -Richtung. In den Probekörpern ist eine Zunahme der überwiegend sphärischen Poren entlang der  $y$ -Richtung zu erkennen. Diese deutet auf eine Defokussierung des Laserstrahls mit zunehmender Belichtungsdauer hin. Daraus lässt sich schließen, dass die thermischen Linseneffekte im Vergleich zur inhomogenen Schutzgasströmung zu einer stärkeren Defokussierung führen.

Zur Untersuchung, ob durch eine Änderung der Fokuslage des Laserstrahls infolge einer inhomogenen Schutzgasströmung sowie thermischer Linseneffekte Verdampfungseffekte auftreten, ist in Tabelle 5.3 die mittels Funkenspektrometrie ermittelte chemische Zusammensetzung der Probekörper aus Versuchsreihe A dargestellt. Beide Proben zeigen eine ähnliche Zusammensetzung. Ein Rückgang



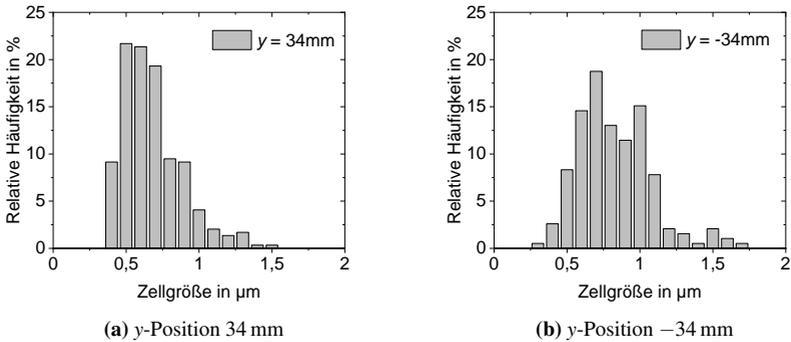
**Abbildung 5.13:** REM-Aufnahmen der Mikrostruktur von Probekörpern der Versuchsreihe A auf unterschiedlichen Bauplattenpositionen.

**Tabelle 5.3:** Anteile der wichtigsten Legierungselemente von Probekörpern der Versuchsreihe A in Gew.%.

Probe	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni
A: y = 34 mm	Basis	10,34	0,181	0,003	0,290	0,003	0,004
A: y = -34 mm	Basis	10,34	0,176	0,002	0,271	0,003	0,004

des Mg-Gehalts gegenüber dem Ausgangspulver infolge von Verdampfungseffekten (siehe Tabelle 5.1) konnte hingegen nicht festgestellt werden [1].

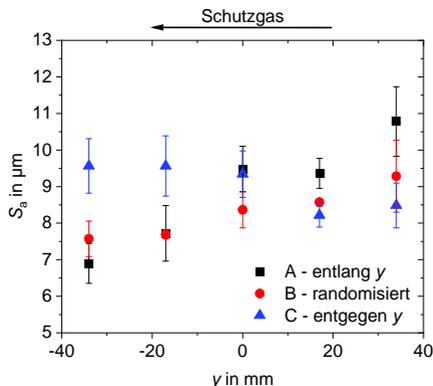
Zur Analyse der Mikrostruktur wurden rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen durchgeführt. In Abbildung 5.13 sind entsprechende REM-Aufnahmen der Mikrostruktur von Probekörpern der Versuchsreihe A bei den y-Positionen -34 mm und 34 mm dargestellt. Die REM-Aufnahmen wurden dabei jeweils in der Mitte der Schmelzbäder aufgenommen, um Einflüsse einer vergrößerten Mikrostruktur am Schmelzbadrand sowie der Wärmeeinflusszone auszuschließen. Auf den Aufnahmen ist die für PBF-LB AlSi10Mg typische zelluläre Mikrostruktur bestehend aus primärkristallisiertem  $\alpha$ -Al in den Zellen sowie eutektisch erstarrten Zellwänden zu erkennen.



**Abbildung 5.14:** Aus REM-Aufnahmen ermittelte Verteilung der Zellgrößen für die  $y$ -Positionen 34 mm und -34 mm.

Zur quantitativen Mikrostrukturanalyse wurden die erstellten REM-Aufnahmen mittels ImageJ ausgewertet. In Abbildung 5.14 sind die ermittelten Zellgrößenverteilungen dargestellt. Für die Probekörper bei  $y = 34$  mm wurde dabei eine mittlere Zellgröße von  $0,637 \mu\text{m}$  sowie bei  $y = -34$  mm von  $0,763 \mu\text{m}$  festgestellt. Wie bereits in den Einzelbahnuntersuchungen gezeigt, kann davon ausgegangen werden, dass die Defokussierung des Laserstrahls bei  $y = 34$  mm durch verändertes Absorptionsverhalten zu einem geringeren Energieeintrag führt. Dieser ermöglicht schließlich höhere Abkühlraten, woraus eine feinere Mikrostruktur resultiert.

Neben den Untersuchungen zur Porosität und Mikrostruktur wurden an den hergestellten Zugproben Rauheitsmessungen zur Charakterisierung der Probenoberflächen durchgeführt. Im Kapitel 5.1 wurde bereits im Rahmen der Parameterstudie der Einfluss des Energieeintrags auf die Oberflächenrauheit durch Proben, welche mit variierender Scangeschwindigkeit hergestellt wurden, aufgezeigt. Mit den folgenden Untersuchungen soll analysiert werden, inwiefern sich Änderungen im Energieeintrag durch unterschiedliches Absorptionsverhalten auf die Oberflächenrauheit auswirken. In Abbildung 5.15 sind die Flächenrauheiten der Zugproben aus den Versuchsreihen A - C über ihrer  $y$ -Position auf der Bauplatte



**Abbildung 5.15:** Ermittelte Oberflächenrauheiten der Versuchsreihen A, B und C. Mit angegeben ist die jeweilige Belichtungsreihenfolge.

dargestellt. Die Proben der Versuchsreihe A zeigen dabei einen deutlichen Anstieg der Rauheit entlang der  $y$ -Richtung von  $6,9\ \mu\text{m}$  auf  $10,8\ \mu\text{m}$ . Bei Versuchsreihe B ist ein leichter Anstieg entlang der  $y$ -Richtung von  $7,6\ \mu\text{m}$  auf  $9,3\ \mu\text{m}$  zu erkennen. Durch die randomisierte Belichtungsreihenfolge bei Versuchsreihe B kann davon ausgegangen werden, dass dieser Anstieg aus der inhomogenen Schutzgasströmung resultiert. Die Proben aus Versuchsreihe C zeigen hingegen einen leichten Abfall der Rauheit entlang der  $y$ -Richtung von  $9,6\ \mu\text{m}$  auf  $8,5\ \mu\text{m}$ . Daraus lässt sich schließen, dass der thermische Linseneffekt verglichen mit der inhomogenen Schutzgasströmung den größeren Einfluss hinsichtlich der Oberflächenrauheit darstellt.

Um den Einfluss der inhomogenen Schutzgasströmung sowie der thermischen Linseneffekte auf das mechanische Verhalten zu analysieren, wurden im Rahmen der Versuchsreihen A - C Zugversuche durchgeführt.

In Abbildung 5.16 ist für jede Positionierung entlang der  $y$ -Richtung eine repräsentative Spannungs-Dehnungs-Kurve der Zugproben aus Versuchsreihe A dargestellt. Die Auswertung der Zugversuchskennwerte 0,2 %-Dehngrenze, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung der Versuchsreihen A - C ist aus Abbildung 5.17 zu entnehmen. Für Versuchsreihe A ist über der Bauplatte ein leichter Anstieg

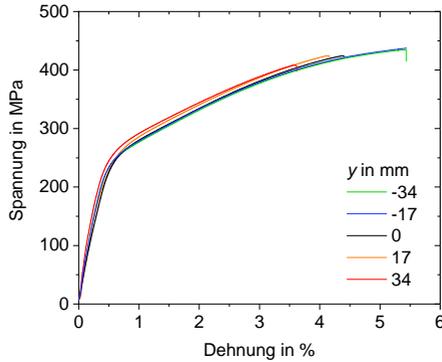


Abbildung 5.16: Repräsentative Spannungs-Dehnungs-Kurven der Versuchsreihe A.

der 0,2 %-Dehngrenze von 252 auf 261 MPa entlang der  $y$ -Richtung zu erkennen. Des Weiteren zeigt sich entlang der  $y$ -Richtung eine leichte Abnahme der Zugfestigkeit sowie der Gleichmaßdehnung. Versuchsreihe B zeigt ebenfalls eine in  $y$ -Richtung leicht ansteigende 0,2 %-Dehngrenze. Für die Zugfestigkeit sowie die Gleichmaßdehnung konnte kein Einfluss hinsichtlich der  $y$ -Position der Proben festgestellt werden. In Versuchsreihe C konnte kein signifikanter Einfluss der  $y$ -Position auf die Zugversuchsergebnisse festgestellt werden.

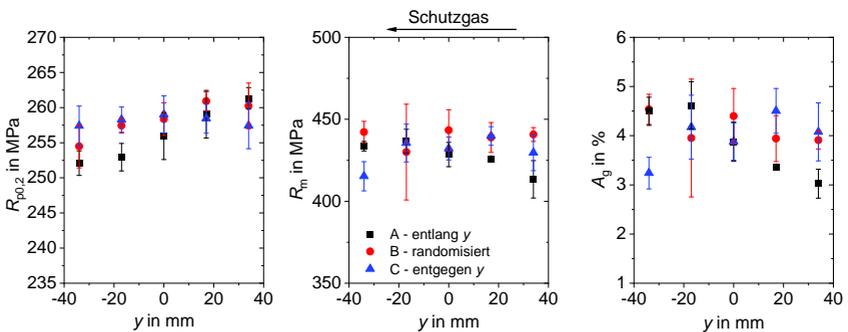
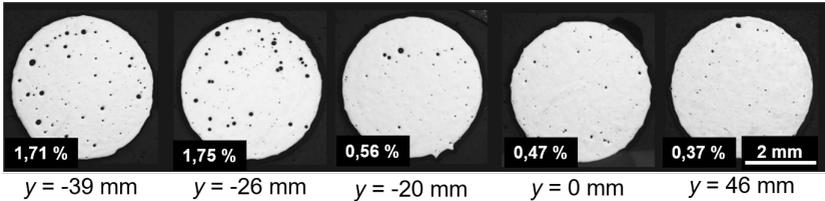


Abbildung 5.17: Zugversuchsergebnisse der Versuchsreihen A, B und C. Mit angegeben ist die jeweilige Belichtungsreihenfolge.



**Abbildung 5.18:** Ungeätzte Schlichtbilder und daraus ermittelte Porosität repräsentativer zylindrischer Probekörper der Versuchsreihe D.

Zur Abbildung des PBF-LB-Prozesses großflächiger Bauteile bzw. dicht besetzter Bauplatten wurde in Versuchsreihe D das Bauplattenlayout 2 verwendet. Die Belichtung der Probekörper erfolgte hierbei entlang der  $y$ -Richtung. Infolge der hohen Besetzungsdichte des Bauplattenlayouts 2 resultiert in Versuchsreihe D eine deutlich höhere Belichtungsdauer in jeder Schicht im Vergleich zum Bauplattenlayout 1 der Versuchsreihen A - C.

In Abbildung 5.18 sind ungeätzte Schlichtbilder repräsentativer zylindrischer Probekörper aus der Versuchsreihen D zur Visualisierung der Porosität dargestellt. Dabei konnte zwischen den Proben auf identischen  $y$ -Positionen kein signifikanter Unterschied festgestellt werden. Mit zunehmender  $y$ -Richtung zeigt sich wiederum zunächst eine Abnahme der Porosität, bevor diese näherungsweise konstant bleibt. Besonders in den Probekörpern auf den  $y$ -Positionen  $-39$  mm und  $-26$  mm sind dabei große sphärische Poren mit einem Durchmesser von über  $100\ \mu\text{m}$  zu erkennen, welche auf den Keyhole-Effekt infolge eines stark fokussierten Laserstrahls hindeuten. Ab einer  $y$ -Position von  $-20$  mm sind lediglich vereinzelte Poren zu erkennen. Anzeichen einer unvollständigen Aufschmelzung des Metallpulvers durch einen stark defokussierten Laserstrahl, wie beispielsweise Bindefehler, konnten hingegen nicht festgestellt werden. Demnach kann davon ausgegangen werden, dass eine Defokussierung des Laserstrahls lediglich zu Beginn der Belichtung einer Schicht auftritt, bevor der Rest der Schicht mit konstantem Strahldurchmesser belichtet wird. Dieses Verhalten wurde auch bereits im Rahmen der durchgeführten Einzelbahnuntersuchungen festgestellt (siehe Kapitel 5.2.1). Abbildung 5.19 zeigt die in Versuchsreihe D

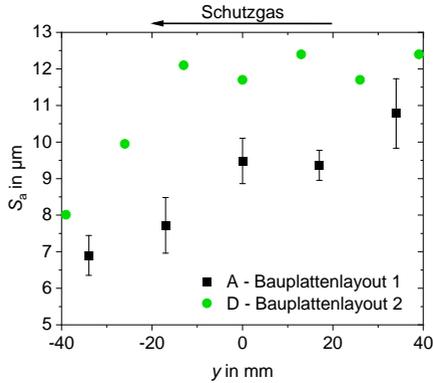


Abbildung 5.19: Ermittelte Oberflächenrauheiten der Versuchsreihe D.

stichprobenartig ermittelten Flächenrauheitswerte der Zugproben über ihrer jeweiligen  $y$ -Positionen auf der Bauplatte. Entlang der  $y$ -Achse ist dabei zunächst ein Anstieg der Rauheit zu erkennen, bevor diese wiederum konstant bleibt. Zur Charakterisierung des mechanischen Verhaltens der Probekörper einer dicht besetzten Bauplatte wurden auch im Rahmen der Versuchsreihe D Zugversuche durchgeführt. In Abbildung 5.20 sind die Zugversuchsergebnisse dargestellt. Dabei ist zunächst bis zu einer  $y$ -Position ein Anstieg der 0,2 %-Dehngrenze zu

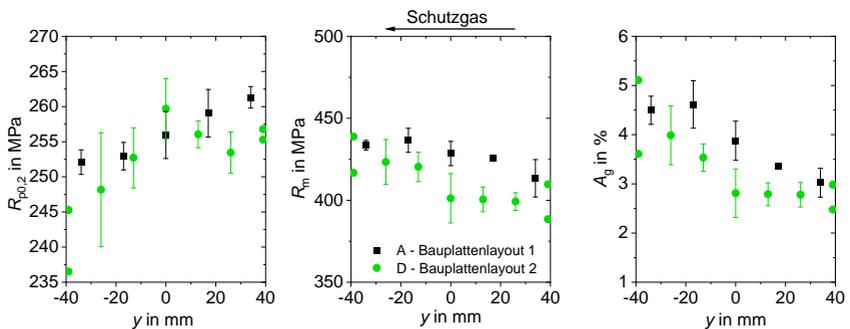
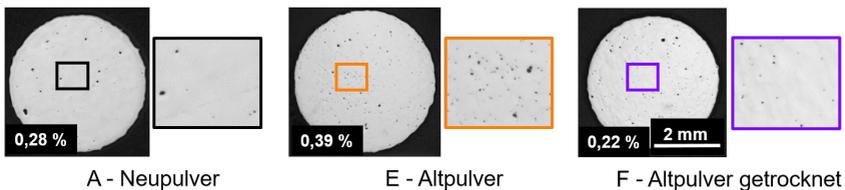


Abbildung 5.20: Zugversuchsergebnisse der Versuchsreihe D.

erkennen, bevor diese mit etwa 255 MPa konstant bleibt. Die Zugfestigkeit sowie die Gleichmaßdehnung zeigen dahingegen entlang der  $y$ -Achse zunächst einen abnehmenden und anschließend konstanten Trend. Diese liegen dabei leicht niedriger als in Versuchsreihe A, wodurch die Ausbildung versagenskritischer Bindefehler durch Prozessnebenprodukte im Prüfvolumen der Zugproben nicht vollständig ausgeschlossen werden kann.

Zur Analyse des Einflusses einer Mehrfachverwendung des Pulvers wurden in Versuchsreihe E zylindrische Probekörper aus Altpulver sowie in Versuchsreihe F aus getrocknetem Altpulver hergestellt. In Abbildung 5.21 sind ungeätzte Schlifffbilder repräsentativer zylindrischer Probekörper sowie die daraus bestimmte Porositäten dargestellt. Ein Probekörper aus Versuchsreihe A ist zum Vergleich mit abgebildet. Um im Vergleich den Einfluss unterschiedlicher Bauplattenposition auf die Porosität auszuschließen, entstammen die dargestellten Probekörper der identischen Bauplattenposition von  $y = 34$  mm. Gegenüber zur Versuchsreihe A ist in Versuchsreihe E eine hohe Anzahl kleiner sphärischer Poren infolge der erhöhten Feuchtigkeit im Pulver zu erkennen. Der abgebildete Probekörper aus Versuchsreihe F zeigt eine Abnahme der Porosität durch eine Trocknung des verwendeten Pulvers. Bindefehler, welche infolge der sich mit einer Mehrfachverwendung des Pulvers ändernden Morphologie der Pulverpartikel entstehen können, konnten in den Schlifffbildern der Versuchsreihen E und F hingegen nicht nachgewiesen werden.

In Tabelle 5.4 ist die chemische Zusammensetzung von Probekörpern der Versuchsreihen E und F dargestellt. Die Zusammensetzung ist dabei ähnlich zu der



**Abbildung 5.21:** Ungeätzte Schlifffbilder und daraus ermittelte Porosität repräsentativer zylindrischer Probekörper der Versuchsreihen A, E und F. Die Probekörper entstammen einer Bauplattenposition von  $y = 34$  mm

**Tabelle 5.4:** Anteile der wichtigsten Legierungselemente von Probekörpern der Versuchsreihen E und F in Gew.%.

Probe	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni
E: y = 34 mm	Basis	9,96	0,132	0,024	0,307	0,006	0,004
F: y = 34 mm	Basis	10,22	0,152	0,016	0,288	0,005	0,004

Zusammensetzung der Probekörper in Versuchsreihe A (siehe Tabelle 5.3). Lediglich im Probekörper der Versuchsreihe E ist ein leicht reduzierter Siliziumgehalt zu erkennen, welcher auf eine Messunsicherheit von 0,49 Gew.% der eingesetzten Funkenspektrometrie zurückzuführen ist.

Um die Auswirkungen der feuchtigkeitsbedingten Porosität auf das mechanische Verhalten zu untersuchen, wurde zunächst die Härte der dargestellten Probekörper der Versuchsreihen A, E und F ermittelt. Für jeden Probekörper wurden hierzu fünf Vickers-Eindrücke mit einer Prüfkraft von 9,81 N (HV1) gesetzt. Die aus Altpulver hergestellten Probekörper (Versuchsreihe E) haben mit  $112,0 \pm 2,3$  HV1 eine leicht niedrigere Härte als die aus Neupulver hergestellten Probekörper (Versuchsreihe A) mit einer Härte von  $118,3 \pm 3,5$  HV1. Für die aus getrocknetem Altpulver hergestellten Probekörper (Versuchsreihe F) wurde eine Härte von  $119,8 \pm 2,3$  HV1 ermittelt. Zusammen mit der chemischen Analyse des Pulvers sowie der Porositätsanalyse deutet dies darauf hin, dass durch eine Trocknung des Pulvers direkt vor der Verwendung die Auswirkungen infolge des Kontaktes mit der Umgebungsluft reduziert werden können.

Zur weiteren Untersuchung des mechanischen Materialverhaltens wurden im Rahmen der Versuchsreihen E und F Zugproben hergestellt. In Abbildung 5.22 sind die ermittelten Oberflächenrauheiten dargestellt. Dabei zeigen auch die Probekörper der Versuchsreihen E und F ein Anstieg der Oberflächenrauheit mit der y-Position. Im Vergleich zur Versuchsreihe A sind die Flächenrauheiten besonders der Probekörper aus Versuchsreihe E etwas niedriger.

Die Ergebnisse der Zugversuche der Proben aus Versuchsreihe E und F sind in Abbildung 5.23 mit den Ergebnissen aus Versuchsreihe A verglichen. Es ist zu erkennen, dass die mit Altpulver aufgebauten Probekörper aus Versuchsreihe E

die niedrigsten 0,2 %-Dehngrenzen sowie Zugfestigkeiten aufweisen. Durch eine Trocknung des Altpulvers konnten diese in Versuchsreihe F wiederum gesteigert werden, jedoch befinden sich diese weiterhin niedriger als der Vergleichszustand aus Versuchsreihe A.

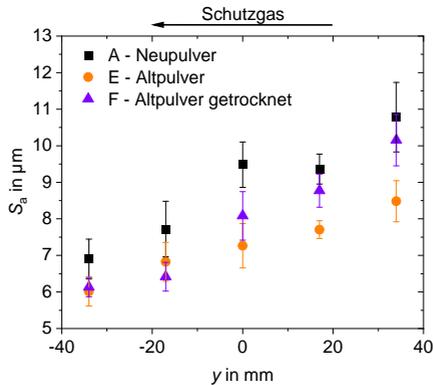


Abbildung 5.22: Ermittelte Oberflächenrauheiten der Versuchsreihen E und F im Vergleich zur Versuchsreihe A.

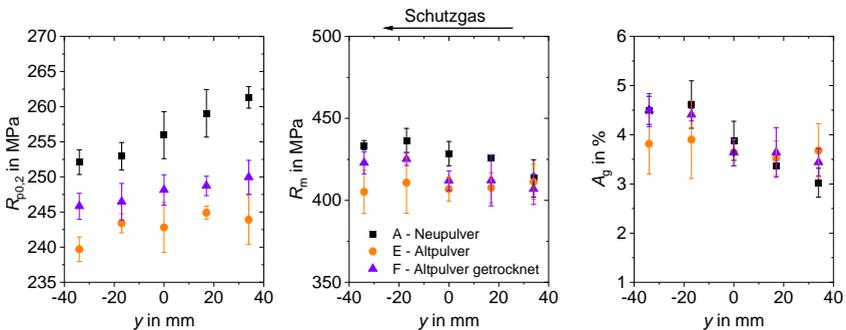


Abbildung 5.23: Zugversuchsergebnisse der Versuchsreihen E und F.

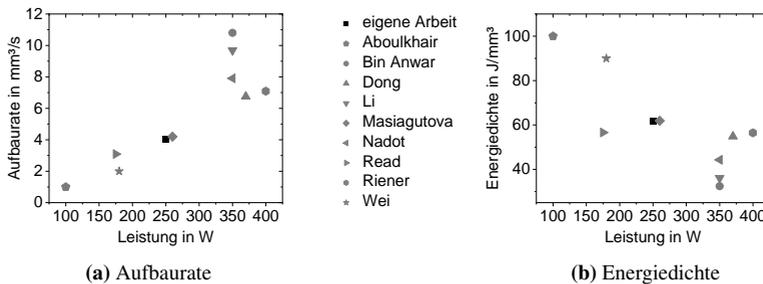
## 5.4 Diskussion

### 5.4.1 Parameterstudie

Im Rahmen der in Kapitel 5.1 durchgeführten Parameterstudie wurde für eine Scangeschwindigkeit von  $900 \text{ mm s}^{-1}$  in Kombination mit einer Schraffurdistanz von  $150 \mu\text{m}$  die optimale Dichte ermittelt. Zur Bewertung der Wirtschaftlichkeit der Prozessparameter eignet sich die theoretische Aufbaurrate  $\dot{V}$  (siehe Gleichung 2.3). Für die ausgewählten Prozessparameter ergibt sich hierbei ein Wert von  $\dot{V} = 4,05 \text{ mm}^3 \text{ s}^{-1}$ . Es gilt zu beachten, dass die theoretische Aufbaurrate lediglich die Scangeschwindigkeit, die Schichthöhe und die Schraffurdistanz berücksichtigt. Die zurückgelegte Strecke zwischen zwei Trajektorien bzw. zwei Bauteilen (erfolgt im Rahmen dieser Arbeit mit einer Geschwindigkeit  $3000 \text{ mm s}^{-1}$ ) sowie die Dauer des Pulverauftrags zwischen der Belichtung zweier Schichten (bei der verwendeten Anlage etwa 5 s) werden folglich nicht berücksichtigt. Die Volumenenergiedichte  $\Psi_V$  ist ein Maß für den nominellen Energieeintrag ins Bauteil bei der Belichtung und wird aus der Laserleistung  $P$ , der Scangeschwindigkeit  $v$ , der Schraffurdistanz  $h$  und der Schichthöhe  $t_s$  berechnet (siehe Gleichung 2.4). Aus den ausgewählten Prozessparametern resultiert eine Energiedichte von  $\Psi_V = 61,7 \text{ J mm}^{-3}$ .

Zur Einordnung dieser Prozessparameter ist in Abbildung 5.24 ein Vergleich mit den aus den optimierten Prozessparametern anderer Autoren resultierenden Aufbauraten und Energiedichten dargestellt. Wird eine höhere Laserleistung verwendet, können auch mit erhöhter Schraffurdistanz, Scangeschwindigkeit bzw. Schichthöhe defektarme Bauteilzustände eingestellt werden. Folglich ist in Abbildung 5.24a eine Zunahme der Aufbaurrate mit steigender Laserleistung zu erkennen. Für die im Rahmen dieser Arbeit optimierten Prozessparameter wird bereits die maximale Leistung der verwendeten Anlage von 250 W eingesetzt, welche demnach als limitierender Faktor hinsichtlich einer weiteren Steigerung der Aufbaurrate zu bewerten ist.

Die Volumenenergiedichte wird von einigen Autoren als Einflussgröße für die



**Abbildung 5.24:** Berechnete Aufbauraten und Energiedichten aus den optimierten Prozessparametern verschiedener Autoren [16, 20, 38, 49, 56, 70, 81, 156, 157].

Entstehung von Porosität angesehen [16, 158]. Demnach liegt das optimale Prozessfenster zwischen den Bereichen niedriger Energiedichte, bei der vermehrt Bindefehler auftreten und hoher Energiedichte, welche zu Keyhole-Poren führt. Abbildung 5.24b zeigt wiederum, dass sich das optimale Prozessfenster für höhere Laserleistungen zu niedrigeren Energiedichten verschiebt. Zur Beschreibung der Entstehung von Poren beim PBF-LB-Prozess gilt es demnach neben der Energiedichte noch weitere Faktoren zu berücksichtigen. Beispielsweise wird das Absorptionsverhalten, welches in der Volumenenergiedichte nicht berücksichtigt wird, durch den verwendeten Strahldurchmesser sowie durch den mit der Schraffurdistanz korrelierenden Anteil an umliegendem Metallpulver beeinflusst [44, 159].

## 5.4.2 Thermische Linseneffekte und inhomogene Schutzgasströmung

Durch Untersuchungen an Einzelbahnen auf verschiedenen Belichtungsebenen konnte in Kapitel 5.2.1 eine Verschiebung der Fokusebene der verwendeten PBF-LB-Anlage mit zunehmender Belichtungsdauer aufgezeigt werden. Da die Einzelbahnen auf der identischen y-Position der Bauplatte angeordnet wurden, kann

ein Einfluss der in  $y$ -Richtung ungleichmäßigen Schutzgasströmung auf die Geometrie der Einzelbahnen hierbei ausgeschlossen werden. Weiterhin kann davon ausgegangen werden, dass das in der verwendeten PBF-LB-Anlage eingebaute F-Theta Objektiv maßgeblich zum Auftreten der thermischen Linseneffekte beiträgt [41]. Bei Betrachtung der Einzelbahnabmessungen ist weiterhin zu beachten, dass die Untersuchungen ohne die Verwendung von Pulver durchgeführt wurden. Auf der Ausgangslage von  $z = 0$  mm betragen Schmelzbahnbreite und -tiefe nach der Fokusverschiebung  $87\ \mu\text{m}$  bzw.  $25\ \mu\text{m}$ . Diese Schmelzbahngeometrie würde im PBF-LB-Prozess mit der in Kapitel 5.1 optimierten Schraffurdistanz von  $150\ \mu\text{m}$  zu einer hohen Porosität durch Bindefehler führen. Die Pulverpartikel führen jedoch zu einer verstärkten Absorption der Laserstrahlung in Folge von Mehrfachreflexion und somit zu einem höheren Energieeintrag. Bei einer Wellenlänge von  $1070\ \text{nm}$  beträgt der Absorptionsgrad für konsolidiertes Aluminium etwa  $5\%$ , für reines AlSi10Mg-Pulver wurden mittels Absorptionsspektroskopie etwa  $60\%$  ermittelt [49, 153, 158]. Patel et al. bestimmten durch einen Vergleich zwischen experimentell gemessenen und berechneten Schmelzbadabmessungen den Absorptionsgrad im PBF-LB-Prozess von AlSi10Mg. Für divergierende Laserstrahlung mit Strahldurchmessern im Bereich von  $100 - 200\ \mu\text{m}$  wurde ein Wert von etwa  $30\%$  ermittelt [44].

Die Untersuchungen der Schutzgasströmung mittels thermischer Anemometrie in Kapitel 5.2.2 zeigten eine Abnahme der Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases entlang der  $y$ -Richtung der Bauplatte. Diese konnte auf die konstruktionsbedingte Anordnung des Schutzgasauslasses in der Baukammer zurückgeführt werden.

Zur Untersuchung der Auswirkung thermischer Linseneffekte sowie der inhomogenen Schutzgasströmung auf das Materialverhalten wurden in den Versuchsreihen A - C Probekörper unter verschiedenen Belichtungsreihenfolgen hergestellt. Im Gegensatz zu den in Kapitel 2.2.5 diskutierten Untersuchungen aus der Literatur, konnten mit diesem Vorgehen die Auswirkungen der zeit- bzw. positionsabhängigen Effekte auf das Materialverhalten isoliert voneinander analysiert werden. Da die Zugfestigkeit sowie die Bruchdehnung im untersuchten Werkstoff stark von einzelnen Defekten beeinflusst werden [160], sind die Ergebnisse teilweise mit großen Streuungen verbunden. Demnach erfolgt die Bewertung

des Einflusses thermischer Linseneffekte sowie Gradienten der Schutzgasströmung auf das mechanische Materialverhalten im Folgenden anhand der 0,2 %-Dehngrenze.

In Versuchsreihe A erfolgte die Belichtung der Probekörper entlang der  $y$ -Richtung. Entsprechend zeigte sich in Versuchsreihe A eine zunehmende Defokussierung der Laserstrahlung infolge thermischer Linseneffekte entlang der  $y$ -Richtung. Gleichzeitig konnte mittels thermischer Anemometrie eine Abnahme der Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases entlang der  $y$ -Richtung ermittelt werden (siehe Abbildung 5.8a), welche ebenfalls zu einer Defokussierung der Laserstrahlung beiträgt. Folglich tritt in Versuchsreihe A eine Überlagerung beider Effekte hinsichtlich einer Defokussierung der Laserstrahlung entlang der  $y$ -Richtung auf. Entsprechend zeigten die Probekörper aus Versuchsreihe A die größten Gradienten hinsichtlich Porosität, Rauheit und mechanischen Eigenschaften über der Bauplatte.

Durch die randomisierte Belichtungsreihenfolge konnte in Versuchsreihe B der Einfluss thermischer Linseneffekte eliminiert werden. Die Ergebnisse zeigen einen leichten Rückgang der Porosität entlang der  $y$ -Richtung sowie einen geringfügigen Anstieg der Oberflächenrauheit und der 0,2 %-Dehngrenze. Die stärkere Schutzgasströmung bei negativen  $y$ -Positionen führt demnach zu einem verstärkten Abtransport von Rauchgasen, wodurch schließlich der Energieeintrag in das belichtete Bauteil erhöht wird [39].

In Versuchsreihe C erfolgte die Belichtungsreihenfolge der Probekörper und damit die Defokussierung der Laserstrahlung infolge thermischer Linseneffekte entgegen der  $y$ -Richtung. Da eine Defokussierung infolge der reduzierten Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases jedoch weiterhin entlang der  $y$ -Richtung auftritt, sind die beiden Effekte hinsichtlich einer Defokussierung als gegenläufig zu betrachten. Für die hergestellten Probekörper konnte entgegen der  $y$ -Richtung eine abnehmende Porosität sowie eine ansteigende Rauheit festgestellt werden. Diese Ergebnisse verdeutlichen somit eine zunehmende Defokussierung entgegen der  $y$ -Richtung. Daraus kann geschlossen werden, dass die Defokussierung durch thermische Linseneffekte im Vergleich zur inhomogenen Schutzgasströmung einen größeren Einfluss hinsichtlich Porosität sowie der Oberflächenrauheit hat.

Weiterhin gilt es zu beachten, dass das in den Versuchsreihen A - C verwendete Bauplattenlayout 1 lediglich eine geringe Besetzungsdichte der Bauplatte darstellt. Erfolgt die Belichtung bei dicht besetzten Bauplatten randomisiert bzw. entlang der Strömungsrichtung des Schutzgases, können sich Schweißspritzer vermehrt auf noch unbelichteten Bereichen abgelagern. Werden diese Bereiche schließlich belichtet, können sich infolge der abgelagerten Schweißspritzer schließlich Bindefehler ausbilden [38].

Der Einfluss einer dicht besetzten Bauplatte wurde in Versuchsreihe D daher mit einer Belichtungsreihenfolge entlang der  $y$ -Richtung untersucht. Dabei zeigt sich entlang der  $y$ -Richtung zunächst eine ansteigende Porosität sowie eine abnehmende Rauheit und 0,2 %-Dehngrenze. Ab einer  $y$ -Position von  $-20$  mm bleiben die Eigenschaften näherungsweise konstant. Dies deutet darauf hin, dass bei dicht besetzten Bauplatten eine Defokussierung des Laserstrahls durch thermische Linseneffekte lediglich zu Beginn der Belichtung auftritt. Durch eine Analyse des G-Codes konnte für das Bauplattenlayout 1 im Bereich der Messstrecken der Zugproben eine Belichtungsdauer von 2,22 s pro Schicht abgeschätzt werden. Für das Bauplattenlayout 2 wurde eine entsprechende Belichtungsdauer von 8,96 s ermittelt. Die  $y$ -Position von  $-20$  mm wird nach einer Zeit von 1,81 s belichtet. Dies deckt sich mit den Ergebnissen der Einzelbahnuntersuchungen aus Abbildung 5.7, welche auf eine Verschiebung der Fokuslage in den ersten 1,5 – 2 s hindeuten. Dabei ist jedoch zu beachten, dass sich das Bauplattenlayout der Einzelbahnuntersuchungen von dem der Versuchsreihe D unterscheidet. Dies hat unterschiedliche Sprungzeiten bei ausgeschalteter Laserstrahlung zur Folge, welche den thermischen Gradienten im Linsensystem wiederum entgegenwirken können [161].

### 5.4.3 Einfluss des verwendeten Ausgangspulvers

Zur Untersuchung des Einflusses des verwendeten Ausgangspulvers auf das Materialverhalten wurden in der Versuchsreihe E Probekörper mit Altpulver sowie in der Versuchsreihe F Probekörper mit getrocknetem Altpulver hergestellt.

Der ermittelte Sauerstoffgehalt deutet dabei zusammen mit den Ergebnissen der Porositätsanalyse auf eine erhöhte Feuchtigkeit im Altpulver hin. Die mechanische Charakterisierung zeigte für das Altpulver einen Rückgang der 0,2 %-Dehngrenze. Bei der Pulvercharakterisierung wurde für das Altpulver eine leicht erhöhte Partikelgröße ermittelt. Hierdurch ist jedoch eine Abnahme des Absorptionsgrades zu erwarten. Dieser würde zu einem reduzierten Energieeintrag und in Folge von damit verbundenen höheren Abkühlraten zu einem Anstieg der 0,2 %-Dehngrenze führen [162]. Dahingegen zeigen die Partikel des Altpulvers eine zunehmend unregelmäßige Morphologie (siehe Abbildung 5.10b). Diese führen gemäß der Literatur wiederum zu einem ansteigenden Absorptionsgrad, da diese im Vergleich zu sphärischen Partikeln eine erhöhte Wirkfläche mit dem Laserstrahl darstellen [45]. Des Weiteren konnte in einer Studie von Riener et al. ein erhöhter Absorptionsgrad infolge der Lagerung von Pulver in feuchter Umgebungsumgebung festgestellt werden [49].

Durch Trocknung des Altpulvers bei 100 °C unter einem Unterdruck von etwa 100 mbar für zwei Stunden konnte die 0,2 %-Dehngrenze wiederum gesteigert werden, jedoch blieb diese niedriger als bei der Verwendung von Neupulver. Die Untersuchung des Sauerstoffgehaltes im Pulver sowie die Porositätsanalyse deuten dabei auf eine unvollständige Trocknung hin. Zum Vergleich dazu konnten Weingarten et al. durch eine Pulvertrocknung bei 90 °C den Gehalt an Wasserstoffporen um 35 % sowie bei 200 °C um über 50 % reduzieren [24]. Riener et al. konnten bei einer Trocknung im Vakuumofen für 24 h bei 50 °C dem feuchtigkeitsbedingten Abfall der mechanischen Eigenschaften der hergestellten Probekörper entgegenwirken [49].

## 5.5 Zwischenfazit

Im Rahmen der Prozessoptimierung wurden zunächst die bezüglich der Bauteildichte optimalen Prozessparameter ermittelt. Auf Basis dieser Parameter wurde im nächsten Schritt der Einfluss anlagenspezifischer Randbedingungen auf das Materialverhalten untersucht. Dabei konnte ein Gradient der mechanischen Eigenschaften entlang der Bauplatte festgestellt werden, welcher sich hauptsächlich thermischen Linseneffekten in den ersten 1,8 s der Belichtung jeder Schicht zuordnen lässt. Untersuchungen zum Ausgangspulver zeigen ferner eine Abnahme der Sphärizität sowie einen ansteigenden Sauerstoffgehalt im Altpulver, welcher durch eine Trocknung des Pulvers teilweise reduziert werden konnte.

Auf Basis dieser Erkenntnisse lässt sich eine Prozessführung ableiten, welche für die Herstellung der Probekörper für die nachfolgenden Untersuchungen angewendet wurde:

- Zur Herstellung der Probekörper wurden die optimierten Prozessparameter mit einer Laserleistung von 250 W, einer Schraffurdistanz von 150  $\mu\text{m}$ , einer Schichthöhe von 30  $\mu\text{m}$ , einer Scangeschwindigkeit von 900  $\text{mm s}^{-1}$  sowie einem Strahldurchmesser von 40  $\mu\text{m}$  verwendet.
- Um eine Änderung der Fokuslage während der Belichtung der Probekörper zu kompensieren, wurde - sofern nicht anders angegeben - in jeder Schicht zunächst ein Ersatzbauteil mit einer Querschnittsfläche von  $30 \times 10 \text{ mm}^2$  belichtet. Unter den verwendeten Prozessparametern ist die Belichtungsdauer für das Ersatzbauteil mit 2,2 s länger als der Einfluss thermischer Linseneffekte.
- Die Reihenfolge der Belichtung erfolgte dabei stets entgegengesetzt zur Strömungsrichtung des Schutzgases, um Einflüsse durch Prozessnebenprodukte, wie Rauchgase und Schweißspritzer, zu vermeiden.
- Um den Einfluss infolge einer Mehrfachverwendung bzw. Lagerung des Ausgangspulvers auf das Materialverhalten auszuschließen, erfolgte die Herstellung der Probekörper ausschließlich mit Neupulver.



# 6 Untersuchungen zum lokalen Materialverhalten auf Probenebene

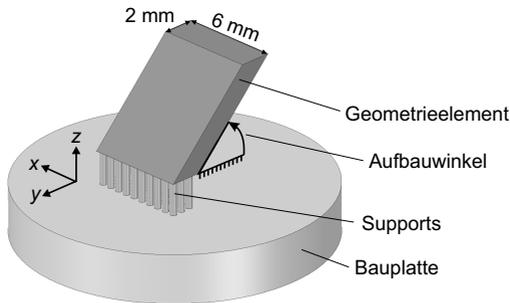
## 6.1 Experimentelle Untersuchungen

### 6.1.1 Repräsentative Geometrieelemente

Die experimentellen Untersuchungen des aus dem PBF-LB-Prozess resultierenden lokalen Materialverhaltens wurden im Rahmen dieser Arbeit anhand repräsentativer Geometrieelemente durchgeführt. Die Herstellung der Geometrieelemente erfolgte mit der in Kapitel 5 optimierten Prozessführung.

Die Abbildung von unterschiedlichen bauteilgeometrischen Randbedingungen auf Probenebene erfolgte durch eine Variation des Aufbauwinkels sowie der belichteten Querschnittsfläche der Geometrieelemente. Der Aufbauwinkel ist dabei als Winkel zwischen der Bauplatte und der Downskin-Fläche definiert. Die belichteten Querschnittsflächen sind stets rechtwinklig. Die Ausrichtung auf der Bauplatte ist schematisch in Abbildung 6.1 anhand eines Geometrieelements mit einer belichteten Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  dargestellt.

Durch die Verwendung von Supports an Downskin-Flächen kann die eingebrachte Prozesswärme abgeführt und der entstehende Wärmestau reduziert werden [106]. Der Effekt ist dabei von der Anzahl sowie der Geometrie der Supports abhängig. Um die Unterschiede in ihrer maximalen Wirkung zu untersuchen, werden die Downskin-Flächen der Geometrieelemente im Rahmen dieser Arbeit ohne Supports aufgebaut. Weiterhin erfordert die Verwendung von Supports eine



**Abbildung 6.1:** Schematische Darstellung der Ausrichtung auf der Bauplatte der untersuchten repräsentativen Geometrieelemente bei der Herstellung.

Nachbearbeitung der entsprechenden Flächen notwendig, wodurch die Designfreiheit eingeschränkt wird.

In Tabelle 6.1 ist eine Übersicht über die betrachteten Geometrieelemente dargestellt. Die Höhe der Geometrieelemente in Aufbaurichtung beträgt 60 mm. Zur

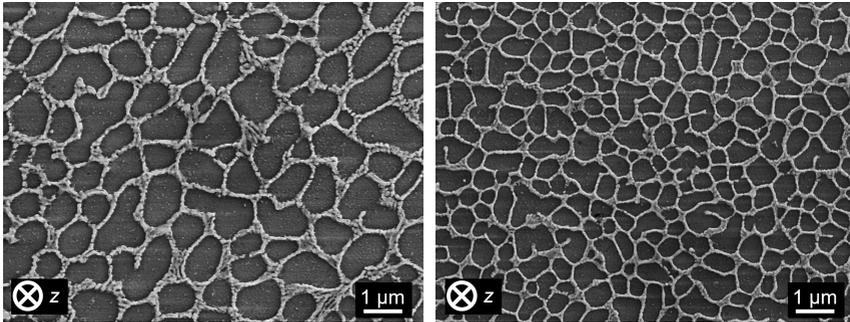
**Tabelle 6.1:** Hergestellte Geometrieelemente zur Untersuchung bauteilgeometrischer Randbedingungen auf das aus dem PBF-LB-Prozess resultierende Materialverhalten von Al-Si10Mg.

Querschnitt	Aufbauwinkel	Scanstrategie
$1 \times 1 \text{ mm}^2$	45, 60, 75, 90°	Standard
$2 \times 1 \text{ mm}^2$	45, 60, 75, 90°	Standard
$2 \times 2 \text{ mm}^2$	45, 60, 75, 90°	Standard
$6 \times 1 \text{ mm}^2$	45°	Standard
$6 \times 2 \text{ mm}^2$	45, 60, 75, 90°	Standard, Schraffur 67°
$6 \times 2 \text{ mm}^2$	45, 90°	Schraffur x, Schraffur y
$6 \times 6 \text{ mm}^2$	45, 90°	Standard
$30 \times 8 \text{ mm}^2$	90°	Standard
$30 \times 15 \text{ mm}^2$	90°	Standard

Abbildung sowohl kleinskaliger (Größenordnung weniger Schmelzbahnen) als auch makroskopischer Bauteilbereiche wurden belichtete Querschnittsflächen von  $1 \times 1$  bis  $30 \times 15 \text{ mm}^2$  abgedeckt. Dabei wurden Aufbauwinkel im Bereich von  $45$  bis  $90^\circ$  betrachtet. Die Geometrielemente wurden weitestgehend mit einer konventionellen Scanstrategie (Strategie „Standard“) mit einem dreifachen Konturscan sowie einem Schraffurscan belichtet (siehe Abbildung 2.6). Der Rotationswinkel zwischen den Trajektorien des Schraffurscans zweier aufeinanderfolgenden Schichten betrug  $67^\circ$ . Weiterhin sei erwähnt, dass Geometrielemente mit den Querschnittsflächen von  $1 \times 1$ ,  $2 \times 1$  und  $6 \times 1 \text{ mm}^2$  aufgrund der  $1 \text{ mm}$ -Kante bereits mit dem Konturscan vollständig belichtet wurden. Dementsprechend erfolgte die Belichtung dieser Geometrielemente ohne Schraffurscan. Der Einfluss der Scanstrategie auf das lokale Materialverhalten wurde anhand der  $6 \times 2 \text{ mm}^2$ -Geometrielemente analysiert. Bei der Strategie „Schraffur“ erfolgte die Belichtung ausschließlich unter Verwendung des Schraffurscans. Dabei wurde zwischen einem Schraffurscan in reine  $x$ -Richtung (Strategie „Schraffur  $x$ “) und in reine  $y$ -Richtung (Strategie „Schraffur  $y$ “) unterschieden. Bei der Strategie „Schraffur  $67^\circ$ “ wurden die Trajektorien analog zum Schraffurbereich der konventionellen Strategie zwischen zwei aufeinanderfolgenden Schichten um  $67^\circ$  rotiert, jedoch erfolgte die Belichtung ohne Konturscan.

## 6.1.2 Metallografische Mikrostrukturanalyse

Zur Analyse des lokalen Materialverhaltens wurde zunächst die Mikrostruktur repräsentativer Geometrielemente im REM untersucht. Die Analyse der Mikrostruktur erfolgte dabei in definierten Abständen zur Downskin-Fläche der entsprechenden Geometrielemente. Um eine Vergleichbarkeit hinsichtlich der Mikrostruktur sicherzustellen, wurden die REM-Aufnahmen stets in der Schmelzbahnmitte erstellt. In Abbildung 6.2 ist die Mikrostruktur eines Geometrielements mit einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$  dargestellt, welches mit der Strategie „Schraffur  $67^\circ$ “ hergestellt wurde. Beide Aufnahmen zeigen eine zelluläre Mikrostruktur aus primärkristallisiertem

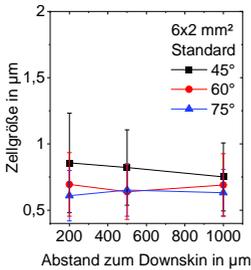


(a) Mikrostruktur in einem Abstand zum Downskin von etwa 200  $\mu\text{m}$  (b) Mikrostruktur in einem Abstand zum Downskin von etwa 1000  $\mu\text{m}$

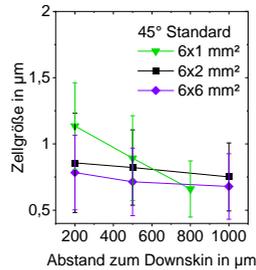
**Abbildung 6.2:** REM-Aufnahmen zur Darstellung der Mikrostruktur am Beispiel eines Geometrielements mit einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$  [163] (eigene Veröffentlichung). Mit angegeben ist die Aufbaurichtung z.

$\alpha$ -Al in den Zellen und eutektisch erstarrtem Si in den Zellwänden. Vereinzelt sind des Weiteren Si-Ausscheidungen in den Zellen zu erkennen. Bei einem Vergleich der beiden Aufnahmen wird deutlich, dass die Mikrostruktur nahe an der Downskin-Fläche (Abbildung 6.2a) im Mittel deutlich größer als im Inneren des betrachteten Geometrielements (Abbildung 6.2b) ist.

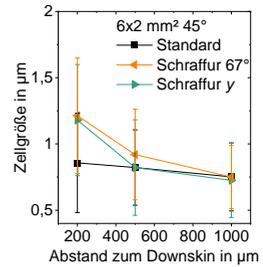
Zur quantitativen Mikrostrukturanalyse werden im Folgenden die Zellgrößen betrachtet, welche mit der in Kapitel 3.4 beschriebenen Vorgehensweise aus den REM-Aufnahmen ermittelt wurden. Abbildung 6.3 zeigt die dabei erhaltenen Zellgrößen der untersuchten Geometrielemente in Abhängigkeit des horizontalen Abstands zur Downskin-Fläche in y-Richtung. Die aus den Zellgrößenverteilungen erhaltenen Standardabweichungen sind ebenfalls mit angegeben. Bei Betrachtung verschiedener Aufbauwinkel (Abbildung 6.3a) zeigt sich besonders bei  $45^\circ$  eine mit dem Abstand zur Downskin-Fläche tendenziell abnehmende mittlere Zellgröße. Bei  $60^\circ$  ist dabei noch eine leichte Abnahme der mittleren Zellgröße zwischen einem Abstand zur Downskin-Fläche von 200  $\mu\text{m}$  und 500  $\mu\text{m}$  zu erkennen. In Abbildung 6.3b ist der Einfluss der belichteten Querschnittsfläche bei einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$  dargestellt. Besonders bei einer



(a) Einfluss des Aufbauwinkels bei einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$



(b) Einfluss der Querschnittsfläche bei einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$



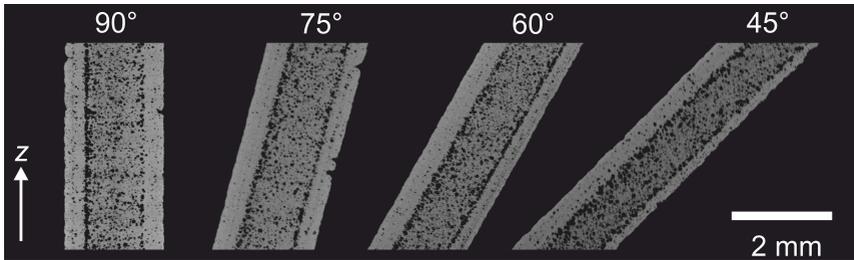
(c) Einfluss der Scanstrategie bei einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$

**Abbildung 6.3:** Einfluss des Aufbauwinkels, der belichteten Querschnittsfläche und der Scanstrategie auf die Zellgröße untersuchter Geometrieelemente.

Querschnittsfläche von  $6 \times 1 \text{ mm}^2$  zeigt sich eine Abnahme der ermittelten Zellgröße mit zunehmendem Abstand zur Downskin-Fläche. Der Einfluss der Scanstrategie auf die Zellgröße ist in Abbildung 6.3c anhand eines Aufbauwinkels von  $45^\circ$  und einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  dargestellt. Bei allen Scanstrategien ist eine Abnahme der mittleren Zellgröße mit zunehmendem Abstand zur Downskin-Fläche zu erkennen. Dabei zeigen die Scanstrategien ohne Konturscan am Downskin eine gröbere Mikrostruktur gegenüber der konventionellen Strategie.

### 6.1.3 Computertomografische Analyse der Defektstruktur

Zur detaillierten Analyse der Defektstruktur wurden zunächst Geometrieelemente mit einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$ , welche mit der Standard-Strategie aufgebaut wurden, mittels  $\mu\text{CT}$  analysiert. Dabei sei erwähnt, dass die zur  $\mu\text{CT}$ -Analyse verwendeten Geometrieelemente ohne die Verwendung eines Ersatzbauteils auf der Bauplatte zur Kompensation thermischer Linseneffekte hergestellt



**Abbildung 6.4:** Projektionen der minimalen Grauwerte über eine Länge von 3 mm zur Visualisierung der Porositätsverteilung der untersuchten Proben [164] (eigene Veröffentlichung).

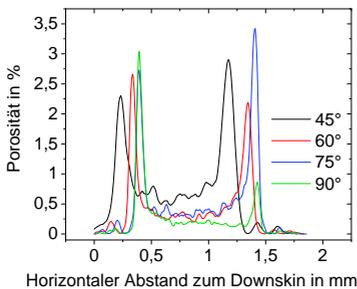
wurden. Folglich können die Geometrielemente bei der Analyse eine erhöhte Porosität zeigen. Schlussfolgerungen zum qualitativen Verlauf der Porosität sind davon nicht betroffen. Zur Erzeugung der Röntgenstrahlung wurde eine Stromstärke von 0,06 mA bei einer Beschleunigungsspannung von 165 kV verwendet. Die Aufnahmen wurden mit einem Fokus-Objekt-Abstand von 26,2 mm sowie einem Fokus-Detektor-Abstand von 829,8 mm durchgeführt, woraus eine Voxelgröße von 6,3  $\mu\text{m}$  resultiert. Für jeden Scan wurden 2220 Durchstrahlungsbilder mit einer Belichtungszeit von 500 ms aufgenommen. Zur Analyse der Porositätsverteilung wurden zunächst Projektionen der minimalen Grauwerte mittels des in VGStudioMAX implementierten Dickschichtalgorithmus erstellt. Die Projektionen über eine Länge von 3 mm sind in Abbildung 6.4 dargestellt. Die Geometrielemente zeigen deutlich drei charakteristische Bereiche unterschiedlicher Porosität, welche sich dem Konturscan, dem Schraffurscan sowie dem Interface zwischen beiden zuordnen lassen. Zur detaillierten Analyse der Porosität wurden die  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen durch ein lokales Schwellwertverfahren nach Sauvola segmentiert (siehe Kapitel 3.6). Für die Porenanalyse wurden die segmentierten Bildstapel anschließend mit dem in der Software VGStudioMAX implementierten Modul VG EasyPore weiter ausgewertet. Dabei wurden zur Rauschunterdrückung Poren mit einem Volumen unter 8 Voxel ( $2 \times 2 \times 2$ ) verworfen.

In Tabelle 6.2 ist die globale Porosität der untersuchten Proben sowie die ermittelte mittlere Sphärizität dargestellt. Für kleinere Aufbauwinkel ist ein ansteigender Trend hinsichtlich der globalen Porosität zu erkennen. Dies kann auf einen

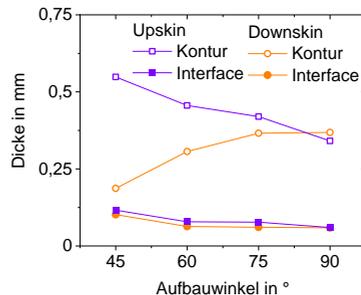
**Tabelle 6.2:** Ergebnisse der  $\mu$ CT-Analyse der untersuchten Geometrieelemente.

Aufbauwinkel	Globale Porosität	Sphärizität
90° (vertikal)	0,25 %	0,929 ± 0,029
75°	0,46 %	0,881 ± 0,040
60°	0,40 %	0,904 ± 0,033
45°	0,68 %	0,874 ± 0,047

geometrischen Effekt zurückgeführt werden. Da die belichtete Querschnittsfläche konstant ist, sind die Geometrieelemente mit kleinerem Aufbauwinkel dünner (siehe Abbildung 6.4). Demnach nimmt das stark porenbehaftete Interface zwischen dem Kontur- und Schraffurbereich einen größeren Anteil am Gesamtvolumen ein, woraus sich die ansteigende Porosität begründet. Des Weiteren wird durch die isolierende Wirkung des umliegenden Metallpulvers während des PBF-LB-Prozesses vor allem für geringe Aufbauwinkel die Ausbildung eines Wärmestaus begünstigt. Dieser begünstigt wiederum die Ausbildung von Keyhole-Poren im Interfacebereich [102, 157]. Die hohe Sphärizität der Poren verdeutlicht dabei, dass es sich um Keyhole-Poren handelt.

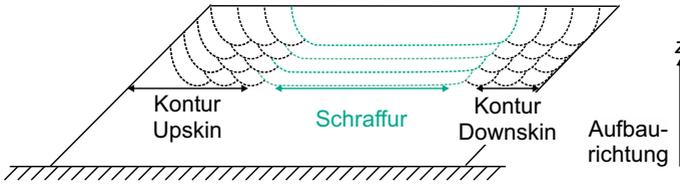


(a) Porositätsverteilung der untersuchten Geometrieelemente von der Downskin-Seite zur Upskin-Seite.



(b) Dicke des Kontur- und Interfacebereichs für verschiedene Aufbauwinkel.

**Abbildung 6.5:** Einfluss des Aufbauwinkels auf die lokale Porosität von Geometrieelementen mit einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$ .



**Abbildung 6.6:** Schematische Darstellung eines Geometrieelements unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$ . Zur Verdeutlichung der Kontur- bzw. Schraffurbereiche sind die Schmelzbahnen mit angedeutet.

Zur weiteren Analyse ist in Abbildung 6.5a der Porositätsverlauf von der Downskin zur Upskin-Seite der Geometrieelemente dargestellt. Für alle untersuchten Aufbauwinkel ist deutlich die lokal erhöhte Porosität im Interface zwischen Kontur- und Schraffurbereich zu erkennen. Des Weiteren verschieben sich die Interface-Bereiche für kleinere Aufbauwinkel zunehmend zur Downskin-Fläche. Um diesen Effekt genauer zu analysieren, sind in Abbildung 6.5b die Größen der charakteristischen Bereiche in Abhängigkeit des Aufbauwinkels dargestellt. Hierfür wurden die Porositätsmaxima in den Interfacebereichen mittels einer Gauß-Funktion interpoliert. Die dabei erhaltene Halbwertsbreiten wurden als Dicken der entsprechenden Interfacebereiche definiert. Die Dicke der Konturbereiche ergibt sich folglich als Distanz zwischen der Probenoberfläche und dem Start der entsprechenden Interfacebereiche. Aufgrund des dreifachen Konturscans weisen die Konturbereiche durchgehend höhere Dicken als die Interfacebereiche auf. Für kleinere Aufbauwinkel zeigt sich eine Abnahme in der Dicke der Konturbereiche auf der Downskin-Seite. Dies kann auf einen geometrischen Effekt zurückgeführt werden, welcher in Abbildung 6.6 schematisch dargestellt ist. Während der Belichtung des Schraffurscans in der Nähe der Downskin-Seite wird aufgrund des vorliegenden Überhangs ein Teil des Konturbereichs der zuvor belichteten Schicht teilweise erneut aufgeschmolzen. Hierdurch wird der Interfacebereich in Richtung der Downskin-Fläche verschoben, woraus schließlich eine Abnahme der Dicke des Konturbereichs resultiert [164] (eigene Veröffentlichung).

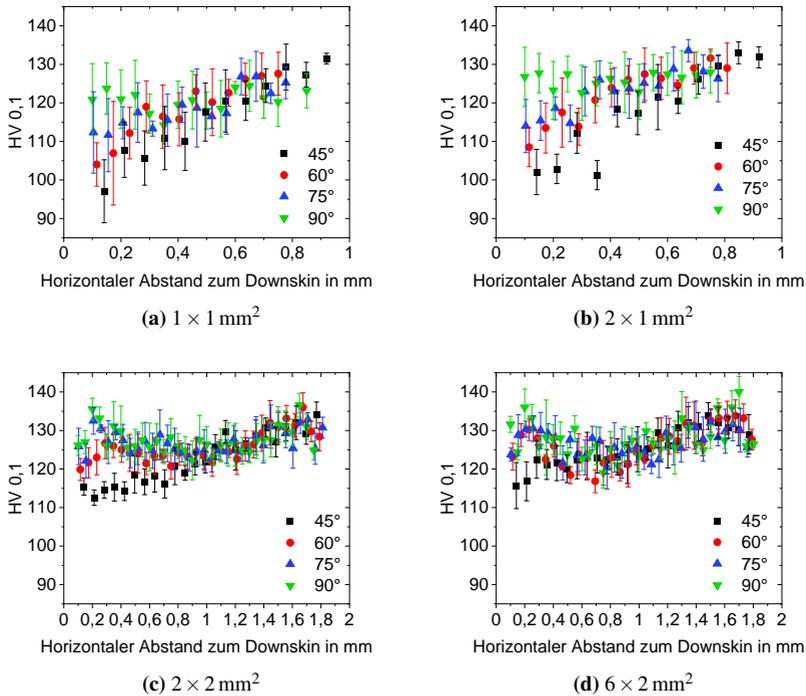
Zur Analyse des Einflusses der Querschnittsfläche auf die Defektstruktur wurde des Weiteren ein vertikal aufgebautes Geometrieelement mit einer Querschnittsfläche von  $30 \times 15 \text{ mm}^2$  betrachtet. Hierzu wurde eine Probe aus dem Schraffurbereich präpariert und mittels  $\mu\text{CT}$  untersucht. Die Voxelgröße betrug geometriebedingt  $11,3 \mu\text{m}$ . Die Untersuchung zeigte eine Porosität von  $0,21 \%$  sowie eine Sphärizität von  $0,819$  [155] (eigene Veröffentlichung). Zur Analyse der Porienorientierung wurde die akkumulierte projizierte Fläche der Poren in einem repräsentativen kubischen Volumen von  $300 \times 300 \times 300$  Voxel betrachtet. Ein Wert von  $2,37 \text{ mm}^2$  entlang der Aufbaurichtung sowie  $1,67 \text{ mm}^2$  senkrecht zur Aufbaurichtung weist dabei auf eine horizontale Ausrichtung der Poren hin [155] (eigene Veröffentlichung).

## 6.1.4 Mechanische Charakterisierung repräsentativer Geometrieelemente

### 6.1.4.1 Härtemessungen

Die Charakterisierung des mechanischen Verhaltens der hergestellten Geometrieelemente erfolgte zunächst durch die Messung der Vickershärte. Auf den präparierten Querschnitten wurden diesbezüglich Härteeindrücke in definierten Abständen zur Downskin-Fläche gesetzt. Für jeden Abstand wurden mittig mindestens fünf Eindrücke gesetzt. Wie bereits im Abschnitt 6.1.3 gezeigt, treten in den untersuchten Geometrieelementen Bereiche mit unterschiedlich hoher Porosität auf. Um den Einfluss der Porosität auf die gemessenen Härtewerte zu reduzieren, wurden die gesetzten Härteeindrücke analog zu den Härtemessungen in Kapitel 5.1 überprüft. Dabei wurden auftretende Poren analog zu der Probenoberfläche behandelt. Härteeindrücke, welche sich näher als das Dreifache ihres Durchmessers an einer Pore befinden, wurden folglich gemäß DIN EN ISO 6507 als ungültig markiert und von der Auswertung ausgeschlossen [140].

In Abbildung 6.7 sind die Ergebnisse für Querschnittsflächen von  $1 \times 1 \text{ mm}^2$  bis  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  in Abhängigkeit des Abstands zur Downskin-Fläche der entsprechenden Geometrieelemente dargestellt. Besonders im kleinskaligen Bereich (Abbil-

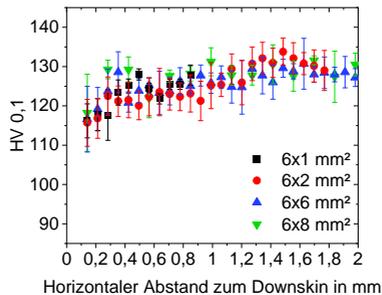


**Abbildung 6.7:** Einfluss des Aufbauwinkels auf die Härte von Geometrieelementen unterschiedlicher Querschnittsflächen.

Abbildung 6.7a und 6.7b) ist für überhängend aufgebaute Geometrielemente ein kontinuierlicher Anstieg der Härte mit zunehmendem Abstand zur Downskin-Fläche zu erkennen. Darüber hinaus zeigt sich bei kleineren Aufbauwinkeln eine geringere Härte an der Downskin-Fläche, während die Härte an der Upskin-Fläche für alle betrachteten Aufbauwinkel näherungsweise identisch ist. Die Härte der vertikal aufgebauten Geometrielemente mit einem Aufbauwinkel von  $90^\circ$  verläuft dementsprechend weitestgehend konstant über den Probenquerschnitt. Für die Querschnitte von  $2 \times 2 \text{ mm}^2$  und  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  (Abbildung 6.7c und 6.7d) ist

ebenfalls eine Abnahme der Härte an der Downskin Fläche zu erkennen, jedoch ist der Effekt deutlich schwächer ausgeprägt als bei den kleinskaligen Geometrieelementen. Beispielsweise liegt an der Downskin-Fläche der  $6 \times 2 \text{ mm}^2$ -Geometrieelemente mit einem Wert von  $116 \text{ HV}_{0,1}$  eine bereits deutlich höhere mittlere Härte als an der Downskin-Fläche der  $1 \times 1 \text{ mm}^2$ -Geometrieelemente mit  $97 \text{ HV}_{0,1}$  vor. Darüber hinaus zeigen die Härteverläufe der  $2 \times 2 \text{ mm}^2$  und  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  Geometrieelemente jeweils im Bereich von etwa  $0,2 \text{ mm}$  und  $1,7 \text{ mm}$  ein lokales Maximum.

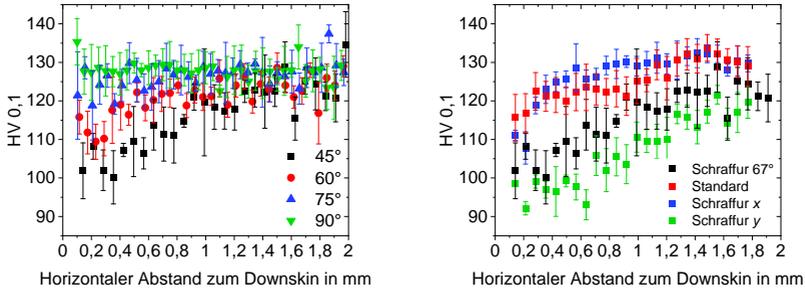
Abbildung 6.8 zeigt den Einfluss weiterer Querschnittsflächen auf die Härte in einem Abstand von bis zu  $2 \text{ mm}$  von der Downskin-Fläche anhand eines Aufbauwinkels von  $45^\circ$ . Der bereits erwähnte Anstieg der Härte mit zunehmendem



**Abbildung 6.8:** Einfluss der belichteten Querschnittsfläche auf die Härte untersuchter Geometrieelemente bei einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$ .

Abstand zur Downskin-Fläche ist für alle betrachteten Querschnittsflächen zu erkennen. Dabei scheint die Härte der Geometrieelemente mit den Querschnittsflächen von  $6 \times 6 \text{ mm}^2$  und  $6 \times 8 \text{ mm}^2$  in einem Abstand zur Downskin-Fläche von bis zu  $1 \text{ mm}$  geringfügig höher als bei den  $6 \times 1 \text{ mm}^2$  bzw.  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  Geometrieelementen zu sein.

Der Einfluss der Scanstrategie ist in Abbildung 6.9 anhand von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  Geometrieelementen dargestellt. Abbildung 6.9a zeigt den Einfluss des Aufbauwinkels bei der Strategie „Schraffur  $67^\circ$ “. Besonders bei kleinen Aufbauwinkeln zeigen die Geometrieelemente an der Downskin-Fläche eine deutlich reduzierte



(a) Einfluss des Aufbauwinkels bei reinem Schraffurscan (b) Einfluss der Scanstrategie bei einem Aufbauwinkel von 45°

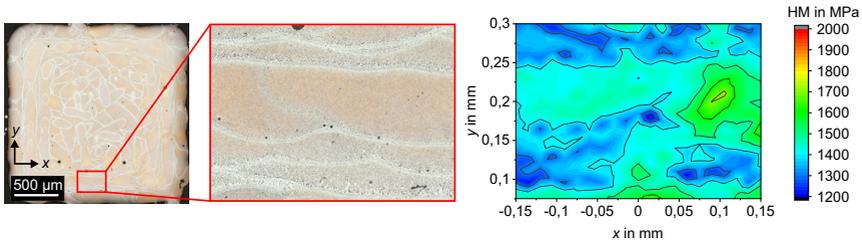
**Abbildung 6.9:** Einfluss der Scanstrategie auf die Härte untersuchter Geometrieelemente mit einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$ .

Härte im Vergleich zur Strategie „Standard“ (siehe Abbildung 6.7d). Beispielsweise beträgt die mittlere Härte an der Downskin-Fläche 102 HV<sub>0,1</sub>, verglichen mit 116 HV<sub>0,1</sub> unter Verwendung der Strategie „Standard“. Des Weiteren zeigen die mit einem reinen Schraffurscan aufgebauten Geometrieelemente keine lokalen Maxima hinsichtlich der Härte. Abbildung 6.9b zeigt für einen Aufbauwinkel von 45° den Einfluss der Orientierung des Schraffurscans auf die Härte. Die Geometrieelemente mit einem durchgängigen Schraffurscan in  $x$ -Richtung (Strategie „Schraffur  $x$ “) weisen dabei durchgehend höhere Härtewerte als bei einem Schraffurscan in  $y$ -Richtung (Strategie „Schraffur  $y$ “) auf. Die Härtewerte der Geometrieelemente mit den Strategien „Standard“ und „Schraffur 67°“ liegen weitestgehend dazwischen.

Mit den dargestellten Ergebnissen konnte ein deutlicher Einfluss bauteilgeometrischer Randbedingungen sowie der Scanstrategie auf die lokal vorliegende Härte in den hergestellten Geometrieelementen gezeigt werden. Im PBF-LB-Prozess kann sich des Weiteren ein Gradient der Härte entlang der Aufbauichtung  $z$  einstellen. Dieser begründet sich in einer mit zunehmender Bauteilhöhe akkumulierten Prozesswärme im Bauteil und der daraus resultierenden Abnahme hinsichtlich der Abkühlraten und ist in Kapitel 2.4 bereits ausführlich beschrieben. Um den Einfluss des Effekts auf die Härtewerte möglichst gering zu halten, wurde

das Probenmaterial zur Anfertigung der Schlitze für die bereits gezeigten Untersuchungen näherungsweise aus der identischen Höhe der Geometrieelemente entnommen. Zur Sicherstellung wurden darüber hinaus Härtemessungen in verschiedenen Positionen entlang der Aufbaurichtung  $z$  durchgeführt. Dabei wurde die Härte von Geometrieelementen mit einer Querschnittsfläche von  $1 \times 1 \text{ mm}^2$  und  $30 \times 8 \text{ mm}^2$  jeweils im unteren Bereich ( $z = 5 \text{ mm}$ ) und im oberen Bereich ( $z = 55 \text{ mm}$ ) ermittelt. Die Ergebnisse zeigen für eine Querschnittsfläche von  $1 \times 1 \text{ mm}^2$  im unteren Bereich eine Härte von  $119,5 \pm 6,2 \text{ HV}_{0,1}$  und im oberen Bereich von  $117,0 \pm 5,3 \text{ HV}_{0,1}$ . Die Härtemessungen bei einer Querschnittsfläche von  $30 \times 8 \text{ mm}^2$  ergaben eine Härte von  $134,5 \pm 3,3 \text{ HV}_{0,1}$  im unteren Bereich und von  $136,7 \pm 2,5 \text{ HV}_{0,1}$  im oberen Bereich. Die Ergebnisse verdeutlichen, dass für beide Querschnittsflächen kein signifikanter Unterschied der Härte hinsichtlich der Aufbaurichtung festgestellt werden konnte.

Wie bereits in Kapitel 2.3.1 diskutiert, treten entlang des Querschnitts einer Schmelzbahn unterschiedliche mikrostrukturelle Werkstoffzustände auf. Vor allem am Schmelzbadrand sowie der Wärmeeinflusszone zeigt sich eine lokal veränderte Mikrostruktur. Zur Untersuchung, wie sich diese Randbereiche auf die ermittelte Härte auswirken, wurden von einem Geometrieelement mit einer Querschnittsfläche von  $2 \times 2 \text{ mm}^2$  und einem Aufbauwinkel von  $90^\circ$  die Martenshärte im Konturbereich ermittelt. Durch die geringe Prüfkraft  $20 \text{ mN}$  im Vergleich zur Vickershärte (Prüfkraft  $981 \text{ mN}$  bei  $\text{HV}_{0,1}$ ) können einzelne Härteeindrücke dabei wesentlich näher aneinander positioniert werden, wodurch eine höhere Auflösung ermöglicht wird. In Abbildung 6.10 sind die Ergebnisse dargestellt, die Schliffbilder markieren dabei den Bereich, in welchem das Härtemapping erstellt wurde. Auf den Schliffbildern ist deutlich anhand ihrer hell erscheinenden Ränder der Verlauf der Schmelzbahnen zu erkennen. Infolge der gegenseitigen Überlappung der Schmelzbahnen aus aufeinanderfolgenden Schichten sind im Konturbereich die verbleibenden Randbereiche der horizontal verlaufenden Schmelzbahnen am oberen und unteren Teil des Ausschnitts deutlich zu erkennen. Auf dem Konturplot des Härtemappings zeigen sich im Wesentlichen ebenfalls drei horizontal verlaufende Bereiche hinsichtlich der ermittelten Härtewerte. Infolge der vermehrt auftretenden Schmelzbahnrande in den oberen und unteren Bereichen liegen dort jeweils geringere Härtewerte als im mittleren Bereich vor.

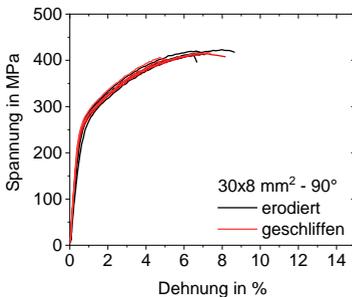


**Abbildung 6.10:** Mapping der Martenshärte im Konturbereich eines Geometrieelements mit einer Querschnittsfläche von  $2 \times 2 \text{ mm}^2$  und einem Aufbauwinkel von  $90^\circ$ . Die Schlibilder visualisieren die Position des Härtemappings auf der Probenoberfläche. Die Schlibe wurden nach den Härtemessungen erneut poliert und angeätzt.

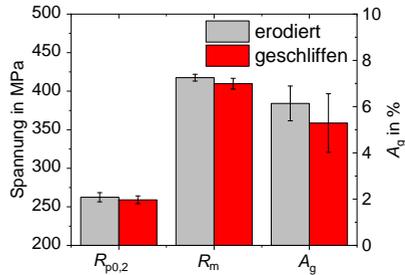
### 6.1.4.2 Zugversuche

Zur weiteren Untersuchung des aus dem PBF-LB-Prozess resultierenden geometriebedingten mechanischen Materialverhaltens wurden Zugversuche an kleinskaligen Proben durchgeführt. Die Versuchsführung ist in Kapitel 3.9.2 beschrieben. Insgesamt wurden für jeden betrachteten Zustand mindestens vier Zugproben getestet.

Im Vorfeld wurde zunächst untersucht, ob eine thermische Belastung sowie die



(a) Spannungs-Dehnungs-Kurven

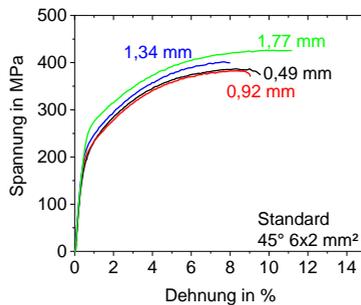


(b) Angewertete Zugversuchsergebnisse

**Abbildung 6.11:** Einfluss der Präparation auf das Verformungsverhalten der kleinskaligen Zugproben. Die Zugproben entstammen einem Geometrieelement mit einer Querschnittsfläche von  $30 \times 8 \text{ mm}^2$  und einem Aufbauwinkel von  $90^\circ$ .

Oberflächenbeschaffenheit infolge des Erodiervorgangs während der Zielpräparation das Verformungsverhalten beeinflusst. Hierzu wurden Vergleichsproben aus einem Geometrieelement mit einer Querschnittsfläche von  $30 \times 8 \text{ mm}^2$  hergestellt. Der erste Teil der Vergleichsproben wurde direkt im erodierten Zustand getestet. Der zweite Teil wurde im Anschluss an den Erodiervorgang mit Schleifpapier aus SiC bis zu einer Körnung von P4000 unter Verwendung einer Schleifhilfe zur Sicherstellung der Planparallelität geschliffen. Hierdurch wurde eine mögliche Wärmeeinflusszone durch den Erodiervorgang abgetragen sowie eine im Vergleich zum Erodiervorgang höhere Oberflächengüte erzielt. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven dieser Voruntersuchungen sind in Abbildung 6.11a dargestellt, Abbildung 6.11b zeigt daraus ausgewertete Kenngrößen. Da sich zwischen den direkt im erodierten Zustand getesteten und den geschliffenen Zugproben keine wesentlichen Unterschiede hinsichtlich des Verformungsverhaltens aufzeigten, wurden alle weiteren Zugproben direkt im erodierten Zustand getestet.

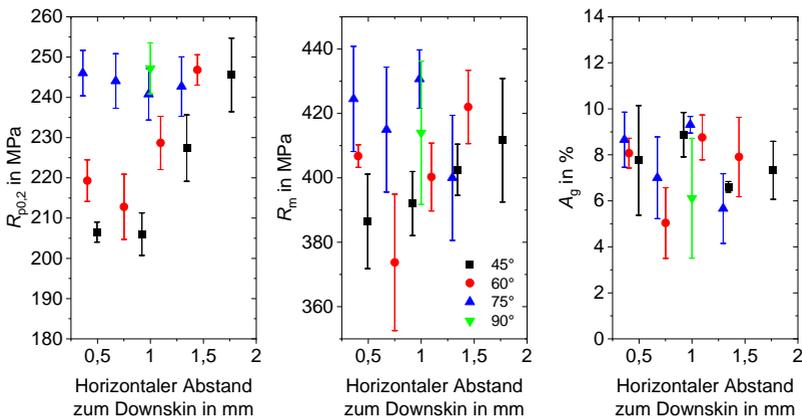
In Abbildung 6.12 sind repräsentative Spannungs-Dehnungs-Kurven von Zugproben aus verschiedenen Abständen zur Downskin-Fläche dargestellt. Die Zugproben wurden dafür aus Geometrieelementen mit einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$  präpariert. Um eine Vergleich-



**Abbildung 6.12:** Repräsentative Spannungs-Dehnungs-Kurven kleinerer Zugproben aus Geometrieelementen mit einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$ .

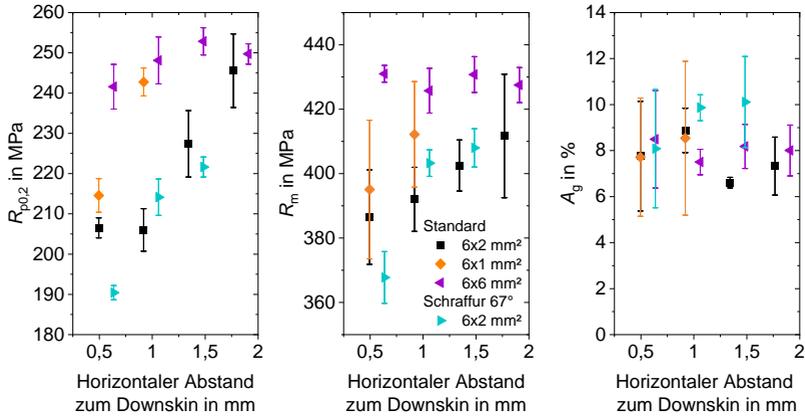
barkeit mit den Ergebnissen der Härtemessungen sowie der Zellgrößenanalyse aus den Kapiteln 6.1.4.1 und 6.1.2 zu gewährleisten, sind hierbei stets die horizontalen Abstände zur Downskin-Fläche in  $y$ -Richtung angegeben, welche über trigonometrische Zusammenhänge aus den absoluten Abständen ermittelt wurden. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven zeigen einen generellen Anstieg der Streckgrenze sowie der Zugfestigkeit mit zunehmendem Abstand zur Downskin-Fläche. Darüber hinaus ist besonders bei den Abständen von 0,49 mm sowie 0,92 mm durch den leichten Rückgang der Nennspannung vor dem Bruch eine einsetzende Einschnürung zu erkennen.

In Abbildung 6.13 sind die ausgewerteten Ergebnisse der Zugversuche aus Geometrieelementen verschiedener Aufbauwinkel dargestellt. Mit zunehmendem



**Abbildung 6.13:** Lokale Zugversuchseigenschaften an Geometrieelementen unter verschiedenen Aufbauwinkeln mit einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$ .

Abstand zur Downskin-Fläche ist die 0,2 %-Dehngrenze für die Aufbauwinkel von  $45^\circ$  und  $60^\circ$  zunächst näherungsweise konstant, bevor ein ansteigender Trend von etwa 210 MPa auf 245 MPa zu erkennen ist. Bei einem Aufbauwinkel von  $75^\circ$  zeigt sich eine näherungsweise konstante 0,2 %-Dehngrenze, welche

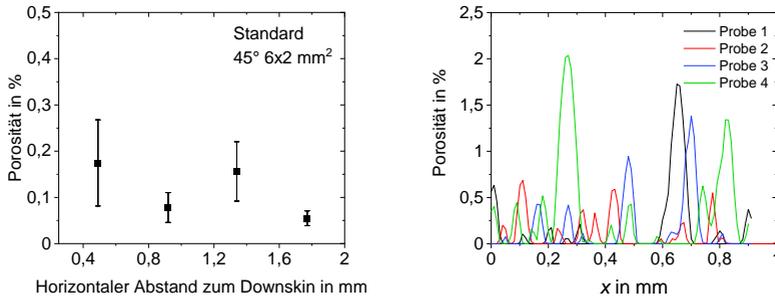


**Abbildung 6.14:** Lokale Zugversuchseigenschaften an Geometrieelementen mit verschiedenen Querschnittsflächen und Scanstrategien unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$ . Mit angegeben ist jeweils der horizontale Abstand zur Downskin-Fläche.

sich mit etwa 245 MPa auf dem Wert der  $90^\circ$ -Proben befindet. Bzgl. der Zugfestigkeit lassen sich zwischen den Aufbauwinkeln ähnliche Trends erkennen, jedoch sind diese dabei mit größeren Unsicherheiten behaftet. Die Bruchdehnung zeigt darüber hinaus keine Korrelationen zwischen den untersuchten Aufbauwinkeln.

Der Einfluss der belichteten Querschnittsfläche sowie der Scanstrategie auf die Ergebnisse der Zugversuche unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$  ist in Abbildung 6.14 präsentiert. Dabei ist ein ansteigender Trend der 0,2%-Dehngrenze mit zunehmendem Abstand zur Downskin-Fläche zu erkennen. Für eine Querschnittsfläche von  $6 \times 6 \text{ mm}^2$  ist dieser jedoch verhältnismäßig schwach ausgeprägt. Bei einem Vergleich der Scanstrategie zeigt sich, dass die Proben der Schraffur  $67^\circ$ -Strategie am Downskin eine verringerte 0,2%-Dehngrenze zeigen. In der Zugfestigkeit sind dieselben Trends zu erkennen, welche jedoch wiederum mit größeren Unsicherheiten behaftet sind. Die Bruchdehnung zeigt des Weiteren keine Korrelation zwischen den untersuchten Querschnittsflächen.

Neben mikrostrukturellen Gradienten können in PBF-LB-Bauteilen auch Bereiche mit unterschiedlicher Porosität auftreten, wie es in Abschnitt 6.1.3 für



(a) Porosität im Messbereich kleinskaliger Zugproben aus verschiedenen Abständen zur Downskin-Fläche. (b) Porosität entlang der Messstrecke kleinskaliger Zugproben in einem Abstand zur Downskin-Fläche von 0,49 mm.

**Abbildung 6.15:** Ergebnisse der  $\mu$ CT-Analyse kleinskaliger Zugproben aus Geometrieelementen mit einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$ .

das Interface zwischen Schraffur- und Konturbereich gezeigt wurde. Einzelne Poren können des Weiteren einen Durchmesser von über  $100 \mu\text{m}$  aufweisen. Demnach können bei einem in den kleinskaligen Proben vorliegenden Prüfquerschnitt von  $0,3 \text{ mm}^2$  bereits einzelne Poren zu einem erheblichen Einfluss auf die Zugversuchseigenschaften führen. Um den Einfluss der Porosität zu ermitteln, wurden daher im Vorfeld der Zugprüfung ausgewählte Zugproben mittels  $\mu$ CT analysiert. Für jeden Scan wurden hierzu 2220 Projektionen bei einer Beschleunigungsspannung von 165 kV und einer Stromstärke von 0,05 mA erstellt. Ein Filter aus Aluminium mit einer Stärke von 0,5 mm wurde zur Reduktion von Strahlauhfärbungsartefakten eingesetzt. Aus einem Fokus-Objekt-Abstand von 22,0 mm und einem Fokus-Detektor-Abstand von 883,0 mm resultiert eine Voxelgröße von  $5,0 \mu\text{m}$ .

In Abbildung 6.15a ist die aus den  $\mu$ CT-Untersuchungen ermittelte Porosität im Messvolumen kleinskaliger Zugproben aus Geometrieelementen mit einer Querschnittsfläche von  $6 \times 2 \text{ mm}^2$  unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$  dargestellt. Die Zugproben zeigen durchweg eine niedrige Porosität von unter 0,5 %. Zur Analyse der Porositätsverteilung ist in Abbildung 6.15b die Porosität entlang der Belastungsrichtung  $x$  von Zugproben aus einem Abstand zur Downskin-Fläche von 0,49 mm dargestellt. Obwohl die betrachteten Zugproben aus dem Interface

zwischen Kontur- und Schraffurbereich des entsprechenden Geometrielements präpariert wurden, zeigen diese im Allgemeinen eine geringe durchschnittliche Porosität von weniger als 0,5 %. Jedoch führen einzelne Poren aufgrund des geringen Prüfquerschnitts der Zugproben zu einer lokalen Porosität von bis zu 2 %. Um den Einfluss der Porosität auf die 0,2 %-Dehngrenze abzuschätzen und von mikrostrukturellen Effekten abgrenzen zu können, wurde ein Modell auf Basis des Kriteriums nach Ghosh erstellt [165]. In Abbildung 6.16 ist hierzu eine porenbehaftete Probe unter einer Zugbelastung  $F$  schematisch dargestellt. Aufgrund des Kräftegleichgewichts gilt für die Nennspannung  $\sigma_i$  einer beliebigen Querschnittsfläche  $i$  der Probe:

$$\sigma_i = \frac{\sigma_0}{1 - f_i} \quad (6.1)$$

Darin ist  $\sigma_0$  die Nennspannung einer porenfreien Querschnittsfläche und  $f_i$  die im  $\mu$ CT ermittelte lokale Porosität der betrachteten Querschnittsfläche. Für die wahre Spannung  $\sigma_{w,i}$  gilt demnach unter Berücksichtigung des E-Moduls  $E$  und der wahren plastischen Dehnung  $\varepsilon_{w\_pl,i}$ :

$$\sigma_{w,i} = \sigma_i (1 + \varepsilon_i) \quad (6.2)$$

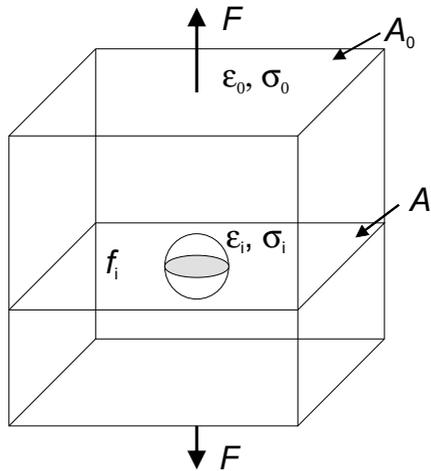
$$1 + \varepsilon_i = e^{\varepsilon_{w,i}} = e^{\varepsilon_{w\_pl,i} + \frac{\sigma_{w,i}}{E}} \quad (6.3)$$

Das Materialverhalten kann zudem unter Verwendung der isotropen Verfestigung nach Ludwik und Hollomon modelliert werden, wobei  $\sigma_y$ ,  $K_L$  und  $n_L$  Konstanten darstellen [127].

$$\sigma_{w,i} = \sigma_y + K_L \varepsilon_{w\_pl,i}^{n_L} \quad (6.4)$$

Durch Einsetzen von Gleichung 6.4 in Gleichung 6.2 kann für gegebene  $K_L$ ,  $n_L$  und  $\sigma_y$  schließlich  $\varepsilon_{w\_pl,i}$  eines beliebigen Querschnitts ermittelt werden. Durch Summation entlang der Messstrecke kann schließlich die Gesamtdehnung der betrachteten Probe unter einer äußeren Last  $\sigma_0$  ermittelt werden.

Die Abschätzung des Einflusses der Porosität auf das Materialverhalten wurde anhand der in Abbildung 6.15b dargestellten Porositätsverläufe durchgeführt. Hierzu wurde mittels des beschriebenen Modells sowie der ermittelten Porosität



**Abbildung 6.16:** Schematische Darstellung einer porenbehafteten Probe unter axialer Zugbeanspruchung.

die Gesamtdehnung jeder betrachteten Probe in Abhängigkeit der äußeren Last  $\sigma_0$  berechnet. Durch iterative Anpassung der Modellparameter  $K_L$ ,  $n_L$  und  $\sigma_y$  an die experimentell ermittelten Zugversuchsdaten mittels der Downhill-Simplex-Methode [166] konnte ein Materialmodell für das porenfreie Vollmaterial aufgestellt werden. Hieraus konnte schließlich der Einfluss der Porosität auf die 0,2 %-Dehngrenze abgeschätzt werden.

**Tabelle 6.3:** Einfluss der Porosität auf die 0,2 %-Dehngrenze.

Probe	$\Delta R_{p0,2}$ in %	Porosität in %
1	0,15	0,15
2	0,10	0,10
3	0,15	0,14
4	0,34	0,31

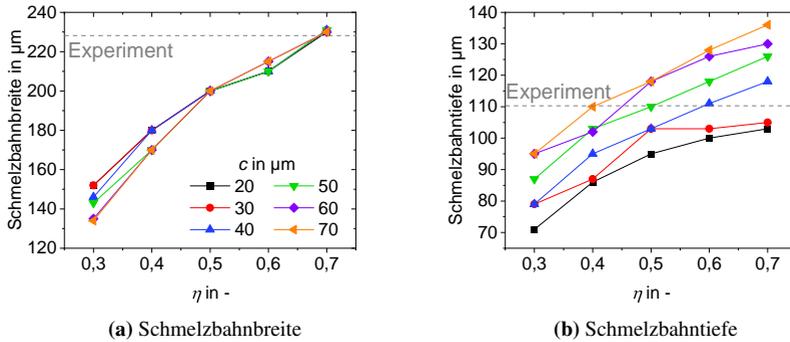
In Tabelle 6.3 ist der dabei ermittelte Einfluss der Porosität auf die 0,2 %-Dehngrenze dargestellt. Es zeigt sich, dass die ermittelten prozentualen Unterschiede in der 0,2 %-Dehngrenze im Wesentlichen mit der Porosität übereinstimmen. Lediglich für Probe 4 ist infolge der an zwei Bereichen lokal erhöhten Porosität ein etwas größerer Einfluss zu erkennen. Absolut betrachtet ist der Einfluss der Porosität hinsichtlich der 0,2 %-Dehngrenze sehr schwach ausgeprägt und deutlich geringer als die im Rahmen der Zugversuche gezeigten Messwertschwankungen. Demzufolge kann der Einfluss der Porosität auf die 0,2 %-Dehngrenze im Folgenden als vernachlässigbar bewertet werden.

## **6.2 Simulation des pulverbettbasierten Laserstrahlschmelzens**

### **6.2.1 Kalibrierung der Laserquelle**

Die Kalibrierung der Goldak-Optik erfolgte durch einen Vergleich simulierter und experimentell anhand von Schliffbildern ermittelter Schmelzbahnabmessungen. Hierzu wurden im Einzelbahnmodell die Tiefenwirkung  $c$  sowie der Absorptionskoeffizient  $\eta$  variiert (siehe Kapitel 4.4.1). Aus der Variation von  $c$  im Bereich von  $20 - 70\mu\text{m}$  mit einer Schrittweite von  $10\mu\text{m}$  sowie von  $\eta$  im Bereich von  $0,3 - 0,7$  mit einer Schrittweite von  $0,1$  resultiert eine vollfaktorielle Simulationsmatrix von 30 Simulationen. Die Auswertung der maximalen Schmelzbahnbreite und -tiefe erfolgte in der Mitte der Einzelbahn.

In Abbildung 6.17 sind die aus den Simulationen erhaltenen Schmelzbahnabmessungen für die betrachteten Tiefenwirkungen als Funktion des Absorptionskoeffizienten dargestellt. Die anhand von Schliffbildern experimentell ermittelten Mittelwerte sind zum Vergleich ebenfalls dargestellt. Aufgrund des mit dem Absorptionskoeffizienten steigenden Energieeintrags ist ein deutlicher Anstieg sowohl in der Schmelzbahnbreite als auch in der Tiefe zu erkennen. Darüber hinaus ist die Schmelzbahnbreite weitestgehend unabhängig von der Tiefenwirkung. Lediglich bei den Absorptionskoeffizienten von  $0,3$  und  $0,4$  ist eine leichte

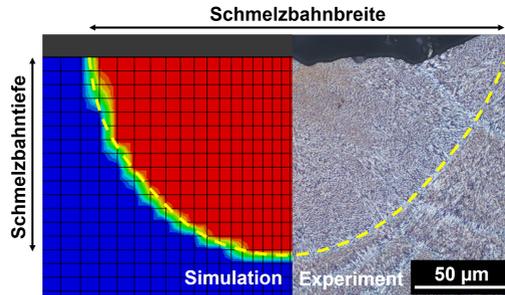


**Abbildung 6.17:** Vergleich zwischen simulierten und experimentell ermittelten Schmelzbahnabmessungen.

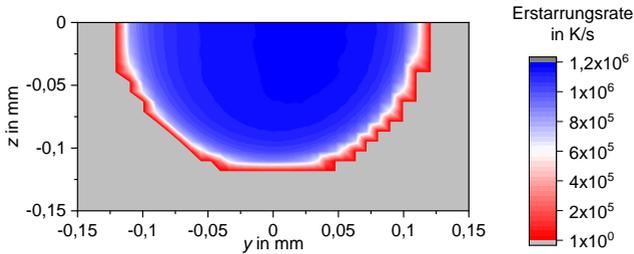
Abnahme der Schmelzbahnbreite mit steigender Tiefenwirkung zu erkennen. Die Schmelzbahntiefe zeigt dahingegen einen Anstieg mit zunehmender Tiefenwirkung.

Zur Ermittlung des optimalen Absorptionskoeffizienten bzw. der optimalen Tiefenwirkung wurden anschließend lineare Regressionen der simulativ erhaltenen Schmelzbahnabmessungen durchgeführt. Für den Absorptionskoeffizienten wurde ein Wert von 0,66 (Bestimmtheitsmaß  $R^2 = 95\%$ ) und für die Tiefenwirkung ein Wert von  $30\ \mu\text{m}$  ( $R^2 = 92\%$ ) ermittelt.

Die Ermittlung der experimentellen Schmelzbahnabmessungen erfolgte anhand von Schliffbildern. Hierzu wurden die inneren Konturbahnen der in Kapitel 5.3 analysierten Mikrostrukturzylinder der Versuchsreihe A auf einer Bauplattenposition von  $y = 34\text{mm}$  vermessen. Aus sieben Schmelzbahnen wurde eine Schmelzbahntiefe von  $110 \pm 17\ \mu\text{m}$  sowie eine Schmelzbahnbreite von  $228 \pm 23\ \mu\text{m}$  ermittelt. Zur Bestätigung wurde anschließend eine weitere Simulation mit den ermittelten Werten hinsichtlich des Absorptionskoeffizienten sowie der Tiefenwirkung im Einzelbahnmodell durchgeführt. In Abbildung 6.18 sind die dabei erhaltenen Schmelzbahnabmessungen im Vergleich mit einem Schliffbild gegenübergestellt. Die simulativ erzielten Schmelzbahnabmessungen mit einer Breite von  $230\ \mu\text{m}$  sowie einer Tiefe von  $110\ \mu\text{m}$  zeigen eine gute Übereinstimmung mit dem Experiment.



**Abbildung 6.18:** Simulierte Schmelzbahnabmessungen mit kalibrierter Goldak-Optik im Vergleich zum Experiment.

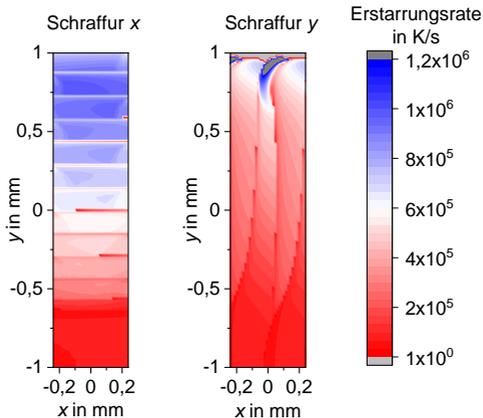


**Abbildung 6.19:** Erstarrungsverhalten über den Querschnitt einer Schmelzbahn im Einzelbahnmodell.

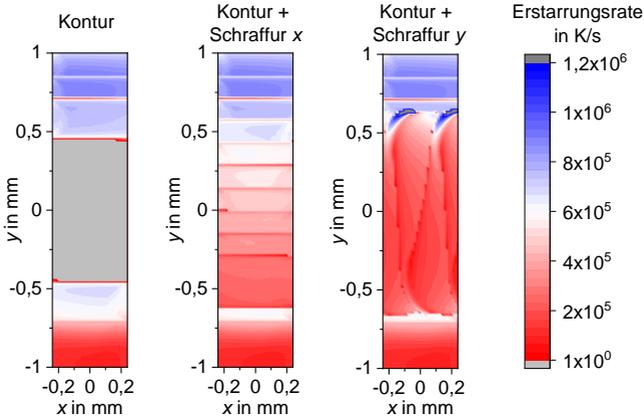
Abbildung 6.19 zeigt die nach Gleichung 2.10 berechneten Erstarrungsraten entlang des Querschnitts der Schmelzbahn im Einzelbahnmodell. Die Erstarrungsraten befinden sich im Bereich von  $2,05 \cdot 10^5 - 1,18 \cdot 10^6 \text{ K s}^{-1}$ . Dies zeigt eine gute Übereinstimmung mit den in der Literatur angegebenen Abkühl- bzw. Erstarrungsbedingungen beim PBF-LB-Prozess von AlSi10Mg [167]. Bzgl. des Schmelzbahnquerschnitts liegen am Schmelzbahnrand die geringsten Erstarrungsraten vor, welche besonders innerhalb der ersten  $50 \mu\text{m}$  in Richtung der Schmelzbahnmitte stark ansteigen.

## 6.2.2 Simulation der gradierten Erstarrungsbedingungen

Zur simulativen Betrachtung des Einflusses bauteilgeometrischer Randbedingungen auf das Erstarrungsverhalten und die daraus resultierende Mikrostruktur wurde in den Schichtmodellen die Belichtung einer vollständigen Schicht betrachtet. Wie bereits in Kapitel 4.4.2 beschrieben, wurde die betrachtete Schicht in mikroskopische und mesoskopische Bereiche unterteilt. Um den Rechenaufwand zu optimieren, wurde die Belichtung der mesoskopischen Bereiche mit einer vergrößerten Laseroptik abgebildet. Dieses Vorgehen stellt einen gleichbleibenden Energieeintrag ins Bauteil sicher, führt jedoch zu lokal abweichenden Temperaturgradienten in den mesoskopischen Modellbereichen. Die Auswertung des Erstarrungsverhaltens erfolgte daher in der Mitte der mikroskopischen Bereiche in einem Bereich von  $-0,25 \text{ mm} \leq x \leq 0,25 \text{ mm}$ . Ferner wurden in  $z$ -Richtung keine signifikanten Gradienten des Erstarrungsverhaltens festgestellt, sodass die Auswertung an der Oberfläche erfolgen kann.

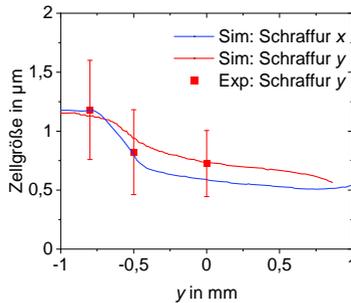


**Abbildung 6.20:** Simulativ ermittelte Erstarrungsraten auf der Oberfläche im mikroskopischen Bereich der Schichtmodelle für einen reinen Schraffurscan unter einem Aufbauwinkel von 45°. Die Ergebnisse zeigen einen tendenziellen Anstieg der Erstarrungsrate entlang der  $y$ -Richtung von der Downskin-Seite ( $y = -1 \text{ mm}$ ) zur Upskin-Seite ( $y = 1 \text{ mm}$ ).



**Abbildung 6.21:** Simulativ ermittelte Erstarrungsraten auf der Oberfläche im mikroskopischen Bereich der Schichtmodelle für die Kombination aus Schraffur- und Konturscan unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$ . Die Ergebnisse zeigen einen tendenziellen Anstieg der Erstarrungsrate entlang der  $y$ -Richtung von der Downskin-Seite ( $y = -1$  mm) zur Upskin-Seite ( $y = 1$  mm).

In Abbildung 6.20 sind die berechneten Erstarrungsraten auf der Oberfläche der mikroskopischen Modellbereiche der Schichtmodelle mit einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$  bei Belichtung mit einem reinen Schraffurscan dargestellt. Ein reiner Schraffurscan in  $x$ -Richtung zeigt einen Anstieg der Erstarrungsrate entlang der  $y$ -Richtung von der Downskin-Seite ( $y = -1$  mm) zur Upskin-Seite ( $y = 1$  mm). Des Weiteren zeigen sich zeilenförmig die lokal reduzierten Erstarrungsraten in den Randbereichen der Schmelzbahnen. Auch bei der Belichtung mit einem reinen Schraffurscan in  $y$ -Richtung tritt eine Zunahme der Erstarrungsrate entlang der  $y$ -Richtung auf. Die kürzeren Lasertrajektorien bei der Schraffur in die  $y$ -Richtung führen zudem zu einer reduzierten Zeitspanne zwischen der Belichtung zweier benachbarter Bahnen. Dies resultiert in der lokalen Akkumulation der eingebrachten Wärme und führt somit auf der gesamten Oberfläche zu reduzierten Erstarrungsraten gegenüber der Schraffur in  $x$ -Richtung. Dieser Effekt wird durch die Umkehrpunkte der Wärmequelle, welche sich nun an der Downskin bzw. Upskin Seite befinden, verstärkt.



**Abbildung 6.22:** Simulativ ermittelte Zellgrößen von der Downskin-Seite bis zur Upskin-Seite für einen reinen Schraffurscan in  $x$ -Richtung und  $y$ -Richtung unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$ . Für den Schraffurscan in  $y$ -Richtung sind zum Vergleich die experimentell ermittelten Werte dargestellt.

Die Erstarrungsraten bei der Belichtung mit einem Kontur- und Schraffurscan sind in Abbildung 6.21 dargestellt. Infolge des Konturscans stellt sich an der Downskin-Seite ebenfalls eine reduzierte Erstarrungsrate gegenüber der Upskin-Seite ein. Erfolgt im Anschluss ein Schraffurscan (Abbildung 6.21 Mitte und rechts), wird die innere Konturbahn durch den Schraffurscan teilweise erneut umgeschmolzen. Die kürzere Zeitspanne zwischen der Belichtung zweier benachbarter Bahnen des Schraffurscans im Vergleich zum Konturscan führt zu reduzierten Erstarrungsraten im Schraffurbereich, vor allem bei einem Schraffurscan in  $y$ -Richtung. Im Übergang zwischen Kontur- und Schraffurbereich resultiert daraus schließlich ein lokales Maximum hinsichtlich der Erstarrungsraten von etwa  $6 \cdot 10^5 \text{ K s}^{-1}$ .

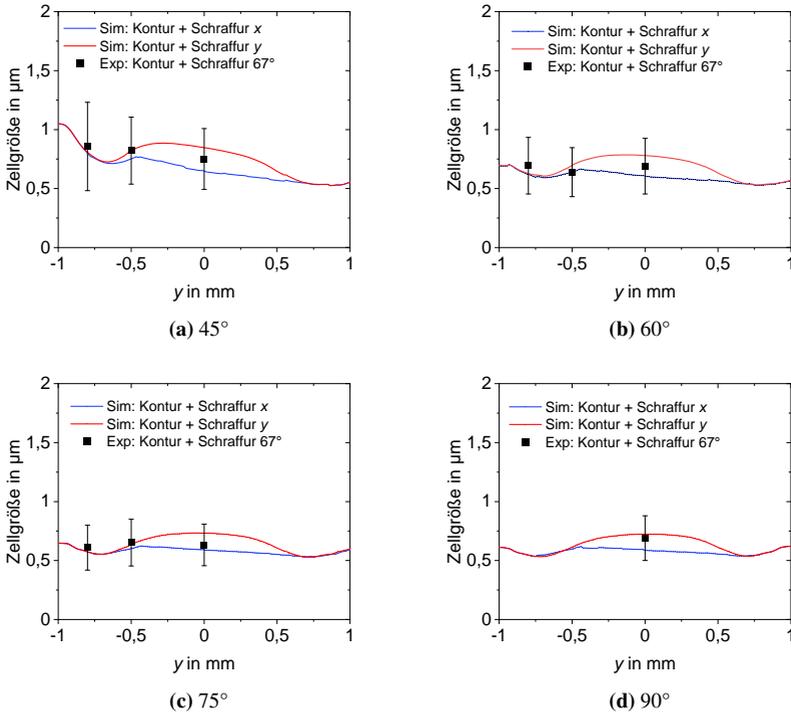
Zur Bewertung der aus den Erstarrungsraten resultierenden Mikrostruktur wurden auf Basis der Matyja-Gleichung die entsprechenden Zellgrößen berechnet (siehe Gleichung 2.10). Die erhaltenen Werte wurden anschließend unter Verwendung der Methode des gleitenden Mittelwerts entlang der  $y$ -Richtung in einem Bereich von  $0,15 \text{ mm}$  um jeden  $y$ -Wert gemittelt. Die daraus ermittelten Zellgrößen für einen Schraffurscan in  $x$ - bzw.  $y$ -Richtung unter einem Aufbauwinkel von  $45^\circ$  sind in Abbildung 6.22 dargestellt. Analog zur bereits diskutierten Erstarrungsrate ist für beide Schraffurscans eine deutliche Abnahme der

Zellgröße mit zunehmendem Abstand zur Downskin-Fläche zu erkennen. Dabei liegt für einen Schraffurscan in  $y$ -Richtung eine überwiegend höhere Zellgröße verglichen zum Schraffurscan in  $x$ -Richtung vor. Zur Bewertung der simulativ ermittelten Zellgrößen sind die in Kapitel 6.1.2 experimentell ermittelten Zellgrößen für einen Schraffurscan in  $y$ -Richtung bei den  $y$ -Positionen von  $-0,8$ ,  $-0,5$  und  $0$  mm in Abbildung 6.22 ebenfalls dargestellt. Der Vergleich zeigt im Allgemeinen eine gute Übereinstimmung zwischen den mittleren Zellgrößen aus der Mikrostrukturanalyse sowie den simulierten Zellgrößen.

In Abbildung 6.23 sind die simulativ ermittelten Zellgrößen entlang der  $y$ -Richtung bei einer Belichtung mit Kontur- und Schraffurscan für die Aufbauwinkel von  $45$ ,  $60$ ,  $75$  und  $90^\circ$  dargestellt. Für jeden Aufbauwinkel wurde ein Schraffurscan in  $x$ - sowie  $y$ -Richtung betrachtet. Wie bei den Ergebnissen zu reinen Schraffurscans bereits dargestellt, lässt sich in den Schraffurbereichen für die Schraffurscans in  $y$ -Richtung eine höhere Zellgröße im Vergleich zu den Schraffurscans in  $x$ -Richtung erkennen. Des Weiteren sind in den Interfaces zwischen den Kontur- und Schraffurbereichen deutlich lokale Minima hinsichtlich der Zellgröße zu erkennen, welche für die Schraffurscans in  $y$ -Richtung besonders ausgeprägt sind. Für einen Aufbauwinkel von  $45^\circ$  resultieren an der Downskin-Seite des Weiteren höhere Zellgrößen als an der Upskin-Seite. Dieser Trend nimmt mit zunehmendem Aufbauwinkel ab. Bei einem Aufbauwinkel von  $90^\circ$  zeigt sich lediglich im Schraffurbereich für den Schraffurscan in  $x$ -Richtung ein leicht abnehmender Trend entlang der  $y$ -Richtung, welcher der Belichtungsreihenfolge der Schmelzbahnen zuzuordnen ist. Generell wurden die Schraffurscans in  $x$ -Richtung von der Upskin-Seite ( $y = 1$  mm) hin zur Downskin-Seite ( $y = -1$  mm) belichtet. Bei der Belichtung der Trajektorien nahe der Downskin-Seite wurde demzufolge bereits die Prozesswärme bei der Belichtung der übrigen Bahnen eingebracht, woraus abnehmende Erstarrungsraten und somit zunehmende Zellgrößen resultieren.

Analog zu den Betrachtungen für einen reinen Schraffurscan sind in Abbildung 6.23 ebenfalls experimentell ermittelte mittlere Zellgrößen sowie deren Standardabweichungen aufgetragen. Die Geometrielemente wurden dabei mit einem Rotationswinkel im Schraffurscan von  $67^\circ$  hergestellt. Der Vergleich zeigt

im Wesentlichen eine gute Übereinstimmung zur Simulation. Bei  $y = 0$  mm liegen die mittleren Zellgrößen aus dem Experiment zwischen den beiden simulierten Extremfällen.



**Abbildung 6.23:** Vergleich zwischen simulativ und experimentell ermittelten Zellgrößen unter verschiedenen Aufbauwinkeln.

## 6.3 Diskussion

### 6.3.1 Experimentelle Untersuchung des gradierten Materialverhaltens

Zur experimentellen Untersuchung des prozessbedingt gradierten Materialverhaltens wurden Geometrielemente mit unterschiedlichen Querschnittsflächen unter verschiedenen Aufbauwinkeln hergestellt. Die Auswertung von REM-Aufnahmen in Abbildung 6.3 lieferte im Inneren der Geometrielemente eine mittlere Zellgröße von  $0,6 - 0,8\mu\text{m}$ , welche eine gute Übereinstimmung mit den in der Literatur ermittelten Werten von  $0,4 - 0,9\mu\text{m}$  zeigt [67, 68, 70–72]. Bei der Bewertung der Mikrostruktur gilt es zu beachten, dass die ermittelten Zellgrößen teilweise hohe Standardabweichungen aufweisen. Wie in Abbildung 5.14 dargestellt, stellt sich hinsichtlich der Zellgrößen eine Verteilung ein, sodass auch beispielsweise bei einer niedrigen mittleren Zellgröße vereinzelt größere Zellen vorliegen können. Im Allgemeinen zeigt die Zellgrößenauswertung eine Vergrößerung der zellulären Mikrostruktur mit abnehmendem Abstand zur Downskin-Fläche. Wie bereits in Kapitel 2.3.1 diskutiert, korreliert die Feinheit der Mikrostruktur von Al-Si Legierungen stark mit den Erstarrungsbedingungen, wobei eine schnellere Erstarrung in einer feineren Mikrostruktur resultiert. Dies lässt darauf schließen, dass während des PBF-LB-Prozesses an der Downskin-Fläche lokal verringerte Abkühlgeschwindigkeiten vorliegen. Vor allem bei kleinen Aufbauwinkeln ist die Downskin-Fläche der Geometrielemente vermehrt von umliegendem Pulver umgeben, welches aufgrund der geringen Wärmeleitfähigkeit eine isolierende Wirkung zeigt (siehe Kapitel 4.3.2). Folglich wird die Abfuhr der über den Laserstrahl eingebrachten Prozesswärme behindert. Die Zellgrößenanalyse verdeutlicht dabei, dass dies besonders in dünnwandigen Geometrielementen zu einem Gradienten hinsichtlich der Mikrostruktur führt. Des Weiteren zeigt sich eine Vergrößerung der Mikrostruktur bei der Belichtung mit Scanstrategien ohne Konturscan. Die im Rahmen der  $\mu\text{CT}$ -Analyse in Kapitel 6.1.3 gezeigte lokal ansteigende Keyhole-Porosität deutet auf erhöhten Energieeintrag in den Umkehrpunkten der Lasertrajektorie hin [102]. Erfolgt die

Belichtung ohne Konturscan, befinden sich die Umkehrpunkte direkt am Downskin, woraus schließlich lokal eine überlagerte Aufheizung resultiert. Weiterhin zeigen die Ergebnisse der  $\mu$ CT-Analyse, dass sich auch bei einer Belichtung mit Konturscan die Umkehrpunkte besonders bei kleinen Aufbauwinkeln zur Downskin-Fläche verschieben und somit ebenfalls zu einer Wärmeakkumulation beitragen. Für eine größere belichtete Querschnittsfläche konnten im Rahmen der  $\mu$ CT-Analysen des Weiteren Poren unregelmäßiger Morphologie nachgewiesen werden, welche auf Bindefehler infolge unvollständig abtransportierter Prozessnebenprodukte hindeuten.

Die Analyse des lokalen mechanischen Materialverhaltens erfolgte zunächst anhand der Härte HV0,1. Die Ergebnisse zeigen einen tendenziellen Abfall der Härte am Downskin, welcher mit den Ergebnissen der Zellgrößenanalyse qualitativ in Übereinstimmung ist. Dabei kann der Verfestigungsbeitrag infolge der zellulären Struktur mit der Hall-Petch-Beziehung abgeschätzt werden (siehe Kapitel 2.3.2). Weiterhin sei erwähnt, dass neben der Zellgröße auch die Übersättigung im  $\alpha$ -Mischkristall sowie die Ausbildung nanokristalliner Si-Ausscheidungen im Zellinneren zum Verfestigungsverhalten beitragen. Infolge der geringen Größe der Ausscheidungen von 50 nm sind zu deren zuverlässigen Charakterisierung jedoch höhere Vergrößerungen notwendig [68, 76]. Der festgestellte Härteabfall am Downskin ist für kleinskalige Geometrielemente besonders ausgeprägt. Neben der dünnen Wandstärke trägt hierbei die kurze Belichtungsdauer der kleinen Querschnittsflächen zu einer Wärmeakkumulation und damit zu geringeren Abkühlraten bei. Dieses Verhalten konnte ebenfalls von Liu et al. bei Untersuchungen an Gitterstrukturen mit einer Wandstärke von 1 mm nachgewiesen werden [103]. Die Messungen ergaben einen Abfall der Härte mit abnehmendem Aufbauwinkel von etwa 90 auf 78 HV0,1. Die im Vergleich zu dieser Arbeit allgemein niedrigeren Härtewerte sind in der verwendeten Bauplatten temperatur der Autoren von 200 °C zu begründen.

Bei der Bewertung der Härte gilt es zudem, die teilweise hohen Streuungen der Härtewerte zu beachten. Wie in Kapitel 2.3.1 diskutiert, liegen innerhalb einer Schmelzbahn mikrostrukturelle Gradienten vor. Der Einfluss des vergrößerten Schmelzbahnrandes sowie der Wärmeeinflusszone auf die Härteergebnisse konnte in Abbildung 6.10 anhand eines Härtemappings im Konturbereich dargestellt

werden. Gemäß Literatur hat der Schmelzbadrand eine Dicke von etwa  $7\ \mu\text{m}$  [68]. Für die Wärmeeinflusszone wird ein Bereich von  $2 - 7\ \mu\text{m}$  angegeben [68, 73]. Folglich können auch einzelne HV<sub>0,1</sub>-Eindrücke (Durchmesser etwa  $40\ \mu\text{m}$ ) von den Bereichen mit lokal reduzierter Härte beeinflusst werden. Weiterhin können die Härtewerte durch auftretende Porosität werden. Wie bereits dargestellt, wurden die gesetzten Härteeindrücke überprüft und im Falle einer naheliegenden Pore als ungültig markiert. Dabei konnten jedoch Poren unterhalb der Härteeindrücke nicht erfasst werden, welche somit einen Einfluss auf das Messergebnis haben können. Im Rahmen der in Kapitel 5.1 gezeigten Parameterstudie konnte dieser Effekt durch einen Vergleich der Härte von Proben unterschiedlicher Porosität bereits analysiert und als gering bewertet werden.

Mit den durchgeführten Zugversuchen an kleinskaligen Zugproben konnte das prozessbedingt gradierte quasistatische Materialverhalten lokal aufgelöst werden. Bei der mechanischen Prüfung kleinskaliger Proben können verschiedene Größeneffekte auftreten, welche die erhaltenen Ergebnisse beeinflussen. Infolge des lokalen Wärmeeintrags bei der Belichtung sind PBF-LB-Bauteile mit einem ungleichmäßigen Eigenspannungszustand behaftet [168]. Durch das Auftrennen der Bauteile bei der Probenpräparation kommt es zu einer Umlagerung der Eigenspannungen, die zum Verzug der Proben führen kann [169]. Zur Überprüfung auf möglichen Verzug wurde die Messstrecke der Proben im Anschluss an die Herstellung vermessen. Des Weiteren wurde die Maßhaltigkeit ausgewählter Proben im Rahmen der  $\mu\text{CT}$ -Analysen bestätigt. Im betrachteten Werkstoff AlSi10Mg können die Zugfestigkeit sowie die Bruchdehnung zudem stark von einzelnen Defekten abhängig sein. Gemäß dem „weakest-link-Konzept“ ist bei Zugproben mit einem geringen Prüfvolumen das Auftreten eines versagenskritischen Defekts unwahrscheinlicher, woraus schließlich höhere Festigkeiten resultieren. Des Weiteren ist die Probenoberfläche von Bedeutung. Gemäß Hall-Petch können Versetzungen im Gegensatz zu Korngrenzen an freien Oberflächen austreten. Miyazaki et al. untersuchten diesbezüglich den Einfluss des Verhältnisses aus Probendicke und Korngröße auf die Zugversuchsergebnisse [170]. Für Aluminium konnte ab einem Verhältnis von fünf kein Einfluss mehr festgestellt werden. Bei einer Probendicke von  $300\ \mu\text{m}$  sowie einer Korngröße von etwa  $7\ \mu\text{m}$  [84]

bzw. einer Zellgröße von maximal  $1,25\ \mu\text{m}$  kann dieser Effekt für die kleinskaligen Zugproben demnach als vernachlässigbar bewertet werden. Infolge des Verhältnisses aus Probenbreite zu -dicke weist die verwendete Probengeometrie ein hohes Verhältnis aus Oberfläche zu Volumen auf. Dabei können auftretende Oberflächenporen analog zu Kerben betrachtet werden. Unter mechanischer Belastung führen diese infolge der Mehrachsigkeit des Spannungszustands zu einer Dehnungsbehinderung, welche schließlich - abhängig von der Kerbformzahl - zu einem Anstieg der Dehngrenzen sowie der Zugfestigkeit führen können. Hierfür ist jedoch eine hinreichend große plastische Verformbarkeit notwendig. Führt ein Normalspannungskriterium zum Bruch der Probe, nimmt die Kerbzugfestigkeit mit steigender Kerbformzahl ab [171].

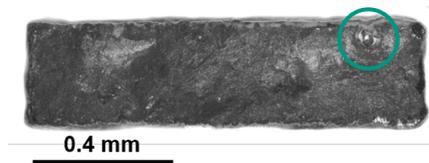
In Tabelle 6.4 werden die Zugversuchsergebnisse kleinskaliger Proben mit den Ergebnissen aus makroskopischen Proben in der Literatur verglichen. Um eine Vergleichbarkeit zu gewährleisten, stammen die kleinskaligen Zugproben aus der Mitte von vertikal aufgebauten Geometrieelementen ( $30 \times 8\ \text{mm}^2$  erodiert (siehe Abbildung 6.11)). Weiterhin sei erwähnt, dass die Zugprüfung jeweils senkrecht zur Aufbaurichtung durchgeführt wurde. Der Vergleich zeigt, dass die Zugversu-

**Tabelle 6.4:** Vergleich der Ergebnisse aus kleinskaligen Zugproben mit makroskopischen Proben aus der Literatur. Die Zugprüfung erfolgte jeweils senkrecht zur Aufbaurichtung.

Probengröße	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_g$ in %	Quelle
kleinskalig	$262,4 \pm 5,9$	$417,5 \pm 4,4$	$6,13 \pm 0,75$	eigene Arbeit
makroskopisch	$252,9 \pm 2,9$	$433,7 \pm 5,9$	$9,46 \pm 1,34$	[67]
makroskopisch	$231,3 \pm 5,6$	$379,1 \pm 14,4$	$4,51 \pm 0,7$	[77]

che aus kleinskaligen Proben im Wesentlichen eine gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen aus makroskopischen Proben liefern. Dabei wurden von den einzelnen Autoren verschiedene PBF-LB-Prozesseinstellungen sowie Prüfparameter verwendet, welche zu den dargestellten Unterschieden führen können.

Bei der Analyse des lokalen Materialverhaltens mittels kleinskaliger Zugproben konnte bei überhängend aufgebauten Geometrieelementen eine Abnahme



**Abbildung 6.24:** Lichtmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche einer kleinskaligen Zugprobe. Die Markierung verdeutlicht eine oberflächennahe Pore [163] (eigene Veröffentlichung).

der 0,2 %-Dehngrenze sowie der Zugfestigkeit am Downskin festgestellt werden, welche qualitativ mit den Ergebnissen der Härte- sowie Mikrostrukturanalyse übereinstimmt. Infolge des geringen Prüfvolumens zeigte sich mittels  $\mu$ CT-Analysen ferner eine hohe Schwankung hinsichtlich auftretender Defekte. Mittels eines entwickelten Modells konnte der Einfluss von Defekten auf die 0,2 %-Dehngrenze abgeschätzt und als vernachlässigbar bewertet werden.

Da sich Defekte im betrachteten Werkstoff jedoch als versagenskritisch herausstellen können, können sich trotz einer geringen Gesamtporosität große Streuungen hinsichtlich der Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung einstellen. In Abbildung 6.24 ist diesbezüglich die Bruchfläche einer kleinskaligen Zugprobe dargestellt. Auf der Bruchfläche ist deutlich eine oberflächennahe Pore zu erkennen, welche auf eine defektkontrollierte Rissinitiierung hindeutet.

Durch Zielpräparation kleinskaliger Zugproben aus definierten Bauteilbereichen konnte schließlich im Rahmen dieser Arbeit eine Methode zur lokalen Charakterisierung des quasistatischen Materialverhaltens entwickelt werden. Im Vergleich zu den in Kapitel 2.4 diskutierten Untersuchungen mittels makroskopischen Zugproben aus der Literatur konnten mittels der entwickelten Methode nun Gradienten im quasistatischen Materialverhalten überhängend aufgebauter Bauteilbereiche dargestellt sowie mit mikrostrukturellen Charakteristika korreliert werden.

### 6.3.2 Simulative Betrachtung des Erstarrungsverhaltens

Zur detaillierten Untersuchung des Erstarrungsverhaltens wurde in einem thermischen FE-Modell die Belichtung von Geometrieelementen mit unterschiedlichen Aufbauwinkeln und Scanstrategien betrachtet. Durch einen Vergleich mit experimentellen Schmelzbahnabmessungen erfolgte zunächst eine Kalibrierung der verwendeten Goldak-Wärmequelle. Für den Absorptionskoeffizienten wurde ein Wert von 0,66 ermittelt. Patel et al. ermittelten zum Vergleich in einem ähnlichen Vorgehen einen Wert von etwa 0,3 [44]. Die Unterschiede können dabei auf die verschiedenen Strahldurchmesser ( $40\ \mu\text{m}$  in dieser Arbeit sowie  $100 - 200\ \mu\text{m}$  bei Patel et al. [44]) zurückgeführt werden.

Bei der Belichtung von vollständigen Schichten konnte mit abnehmendem Aufbauwinkel eine zunehmende Wärmeakkumulation am Downskin abgebildet werden, welche in Übereinstimmung mit den in Kapitel 2.5 diskutierten Modellen aus der Literatur ist. Durch Anwendung der Matyja-Gleichung (Gleichung 2.10) wurde im entwickelten Modell darüber hinaus die aus den Erstarrungsbedingungen resultierenden Zellgrößen über den kompletten Bauteilquerschnitt berechnet. Mit einem abnehmenden Aufbauwinkel konnte dabei ein genereller Anstieg der Zellgröße am Downskin infolge der auftretenden Wärmeakkumulation abgebildet werden. Bei kombinierter Betrachtung von Kontur- und Schraffurscan zeigt das im Rahmen dieser Arbeit betrachtete Modell zudem lokale Minima hinsichtlich der Zellgröße auf. Dies konnte auf eine beschleunigte Erstarrung der inneren Bahnen des Konturscans zurückgeführt werden. Durch die bereits belichteten äußeren Konturbahnen sind die inneren Bahnen bereits von ausreichend konsolidiertem Material für eine Abfuhr der Prozesswärme umgeben. Dabei ist infolge der verringerten Zellgröße ein lokaler Anstieg in den mechanischen Eigenschaften zu erwarten. Dieser Anstieg konnte durch lokale Härtemaxima bei den  $2 \times 2\ \text{mm}^2$ - bzw.  $6 \times 2\ \text{mm}^2$ -Geometrieelementen (siehe Abbildung 6.7c und 6.7d) bestätigt werden. Weiterhin zeigt die Simulation einen deutlichen Anstieg der Zellgröße am Downskin bei einer Belichtung mit reinem Schraffurscan,

welcher in Übereinstimmung mit der Mikrostrukturanalyse sowie der mechanischen Charakterisierung ist.

Neben den simulativ ermittelten Zellgrößen sind in den Abbildungen 6.23 zum Vergleich auch die in Kapitel 6.1.2 aus REM-Aufnahmen experimentell bestimmten Zellgrößen eingetragen. Im Allgemeinen ist eine gute Übereinstimmung mit den mittleren Zellgrößen zu erkennen. Dabei gilt jedoch zu beachten, dass die experimentellen Proben mit einem Rotationswinkel von  $67^\circ$  aufgebaut wurden. Die im Rahmen der Simulation betrachteten Schraffurscans in reine  $x$ -Richtung bzw. reine  $y$ -Richtung sind demzufolge als Extremfälle zu bewerten. Die Mittelwerte der experimentell bestimmten Zellgrößen liegen weitestgehend zwischen den beiden simulativ betrachteten Extremfällen mit einer leichten Tendenz hin zum Fall für den Schraffurscan in  $y$ -Richtung. Wie bereits dargestellt, beeinflusst neben dem vorliegenden Aufbauwinkel die Länge der Trajektorien die Erstarrungsbedingungen und damit die resultierende Zellgröße. Kürzere Trajektorien führen durch die geringere Zeitspanne zwischen der Belichtung zweier benachbarter Trajektorien zu reduzierten Abkühlraten. Bei einer Rotation des Schraffurscans zwischen zwei aufeinanderfolgenden Schichten um  $67^\circ$  tritt bei den experimentellen Proben über die Bauteilhöhe eine gleichmäßige Verteilung bzgl. den Schraffurwinkeln (Winkel zwischen den Trajektorien des Schraffurscans und der  $x$ -Richtung) auf. Die Länge der Trajektorien ist jedoch nichtlinear verteilt und kann mittels trigonometrischen Beziehungen aus der Geometrie der belichteten Fläche sowie dem Schraffurwinkel bestimmt werden. Beispielsweise resultiert für die Trajektorien, welche durch die Schichtmitte verlaufen, eine durchschnittliche Länge von 2,265 mm. Diese liegt folglich näher an einem Schraffurscan in  $y$ -Richtung (Trajektorienlänge von 1,112 mm) als an einem Schraffurscan in  $x$ -Richtung (Trajektorienlänge von 5,112 mm).

Bei dem Vergleich zwischen den simulativ und experimentell ermittelten Zellgrößen sind zudem die aus der experimentellen Zellgrößenbestimmung resultierenden Standardabweichungen zu beachten. Besonders bei der Auswertung von Zuständen mit hoher Zellgröße liegt ein geringerer Stichprobenumfang vor, sodass die Ergebnisse hierbei mit einer größeren Unsicherheit behaftet sind. PBF-LB-Bauteile verfügen des Weiteren besonders an der Downskin-Fläche über eine erhöhte Oberflächenrauheit, woraus Unsicherheiten hinsichtlich der Positionierung

der REM-Aufnahmen resultieren können. Eine exemplarische Messung lieferte diesbezüglich am Downskin eines  $45^\circ$ -Geometrieelements eine mittlere arithmetische Höhe  $S_a$  von  $21\ \mu\text{m}$ . Für die maximale Spitzenhöhe  $S_p$  wurde ein Wert von  $82\ \mu\text{m}$  ermittelt, die maximale Talsohlentiefe  $S_v$  betrug  $121\ \mu\text{m}$ .

Bei der Bewertung der Simulation der Schichtmodelle gilt es zudem zu berücksichtigen, dass diese jeweils die Belichtung einer einzelnen Schicht betrachten. Dabei wurde initial eine über das Bauteil konstante Temperatur von  $308\ \text{K}$  angenommen. Diese Temperatur entspricht in etwa der sich im PBF-LB-Prozesses experimentell ermittelten Bauplattentemperatur. Wie bereits in Kapitel 2.4 dargestellt, kann sich bei der Belichtung mehrerer Schichten jedoch entlang der Aufbaurichtung eine ungleichmäßige Temperaturverteilung im Bauteil einstellen. Diese würde folglich zu einem Gradienten in den Erstarrungsbedingungen und der daraus resultierenden Mikrostruktur sowie den mechanischen Eigenschaften entlang der Aufbaurichtung  $z$  führen [99]. Zur Analyse, ob die im Rahmen der Arbeit betrachteten Geometrieelemente einen solchen Gradienten aufweisen, wurde in Kapitel 6.1.4.1 die Härte auf unterschiedlichen  $z$ -Positionen analysiert. Dabei wurden lediglich vernachlässigbare Unterschiede bzgl. der Härte entlang der Aufbaurichtung ermittelt. Die Ergebnisse verdeutlichen schließlich, dass sich im PBF-LB-Prozess infolge der hohen Wärmeleitfähigkeit von AlSi10Mg eine homogene Temperatur über der Bauteilhöhe einstellt.

## 7 Untersuchung des globalen Bauteilverhaltens

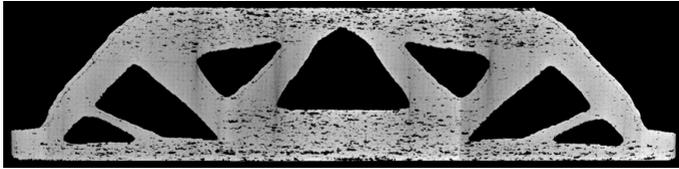
Zur Analyse und Bewertung des prozessbedingten Materialverhaltens auf Bauteilebene wurden Untersuchungen an topologieoptimierten Demonstratorbauteilen durchgeführt. Die hierbei verwendete Bauteilgeometrie ist in Abbildung 3.7 skizziert. Die Bauteilkontur der Biegebalken wurde durch eine zweidimensionale Topologieoptimierung generiert und anschließend in die dritte Raumrichtung extrudiert. Durch dieses Vorgehen konnten die Biegebalken über zwei verschiedene Routen hergestellt werden.

In Route A wurden die Biegebalken direkt im PBF-LB-Prozess hergestellt. Die Herstellung im PBF-LB-Prozess erfolgte mit der in Kapitel 5 optimierten Prozessführung. Die Ausrichtung im PBF-LB-Prozess entspricht dabei Abbildung 3.7b. Demnach treten bei der Herstellung sowohl Bereiche mit unterschiedlichen Aufbauwinkeln als auch unterschiedlichen Querschnittsflächen auf, wodurch über den Balken verteilt eine gradierte Mikrostruktur zu erwarten ist. Sind die in einer Schicht zu belichtenden Bauteilbereiche voneinander getrennt, werden diese in der verwendeten PBF-LB-Anlage nacheinander belichtet. Folglich können die Bauteilbereiche analog zu einzelnen Geometrieelementen in Kapitel 6 betrachtet werden. Zur Vermeidung von Bauteilverzug wurden Downskin-Flächen mit einem Überhangwinkel von weniger als  $45^\circ$  mit Supports versehen. In Herstellungsrouten B wurden zunächst im PBF-LB-Verfahren quaderförmige Halbzeuge in horizontaler Ausrichtung hergestellt. Die Kontur der Biegebalken wurde anschließend aus dem Inneren der Halbzeuge mittels Drahterosion generiert. Der Einfluss einer thermischen Belastung beim Erodiervorgang konnte hierzu bereits im Rahmen der Präparation kleinskaliger Zugproben (Kapitel 6.1.4.2)

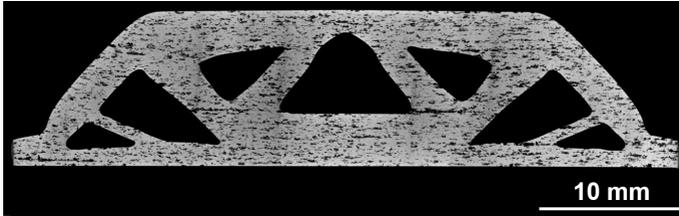
ausgeschlossen werden. Demnach ist in den Biegebalken der Route B eine homogene Mikrostruktur zu erwarten.

## 7.1 Computertomografische Analyse

Zur Untersuchung der Defektstruktur der Biegebalken wurde für jede Herstellungsrouten ein repräsentativer Biegebalken mittels  $\mu$ CT analysiert. Die Röntgenstrahlung wurde mit einer Beschleunigungsspannung von 165 kV sowie einer Stromstärke von 0,06 mA erzeugt. Aus einem Fokus-Objekt-Abstand von 51,7 mm und einem Fokus-Detektor-Abstand von 913,9 mm resultiert dabei eine Voxelgröße von 11,3  $\mu$ m. Für jeden Scan wurden insgesamt 1860 Projektionen aufgenommen. Um das komplette Bauteilvolumen in der angegebenen Auflösung zu erfassen, wurde jeder Biegebalken in drei Abschnitten gescannt. Die Rekonstruktion der Abschnitte wurde im Vorfeld der Auswertung mit VGStudioMAX zu einem Gesamtvolumen zusammengefügt. Mittels Dickschichtprojektionen auf einer Länge von 5 mm wurde zunächst die Defektverteilung analysiert, welche in Abbildung 7.1 dargestellt ist. Die Segmentierung sowie Porositätsanalyse wurden anschließend mittels VGEasyPore durchgeführt. Der Biegebalken der Herstellungsrouten A zeigt eine ungleichmäßige Porositätsverteilung mit einer durchschnittlichen Porosität von 0,14 %. Die einzelnen Streben weisen dabei eine niedrige Porosität auf. Des Weiteren sind vereinzelt Keyhole-Poren im Interface zwischen Kontur- und Schraffurbereich zu erkennen (vgl. Abbildung 6.4). Dahingegen ist die Porosität in Bauteilbereichen mit einer belichteten Querschnittsfläche von mehr als  $12 \times 20 \text{ mm}^2$ , wie an der Ober- und Unterseite, deutlich erhöht. Der Biegebalken aus der Herstellungsrouten B weist hingegen eine gleichmäßig verteilte Porosität von 0,64 % auf. Die Poren zeigen des Weiteren eine unregelmäßige Morphologie, welche durch eine durchschnittliche Sphärizität von  $0,69 \pm 0,13$  für die Herstellungsrouten A bzw.  $0,53 \pm 0,13$  für die Herstellungsrouten B verdeutlicht wird.



(a) Herstellungsrout A: PBF-LB



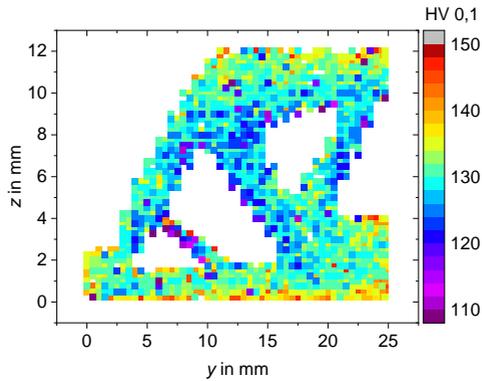
(b) Herstellungsrout B: PBF-LB + erodiert

Abbildung 7.1: Projektion der niedrigsten Grauwerte über eine Länge von 5 mm.

## 7.2 Mechanische Bauteilcharakterisierung

### 7.2.1 Härte

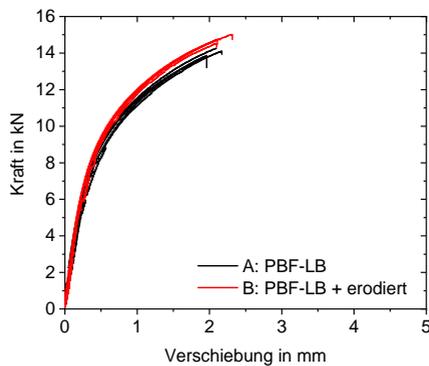
Zur Charakterisierung des mechanischen Verhaltens der Biegebalken wurde zunächst die Härte zwischen den Biegebalken beider Herstellungsrouten verglichen. Für den direkten Aufbau im PBF-LB-Prozess (Herstellungsrout A) wurde hierzu eine Härteverteilung mit insgesamt 1400 Härteeindrücken unter Ausnutzung der nahezu symmetrischen Balkengeometrie erstellt, welche in Abbildung 7.2 dargestellt ist. Die Härtewerte zeigen eine gradierte Verteilung über den Balkenlängsschnitt. Besonders in den dünnwandigen Bauteilbereichen liegt eine reduzierte Härte von etwa  $120\text{HV}_{0,1}$  vor. Dickwandige Bauteilbereiche, welche besonders im oberen und unteren Abschnitt des Biegebalkens vorkommen, zeigen hingegen eine höhere Härte im Bereich von  $130 - 140\text{HV}_{0,1}$ . Zum Vergleich dazu wurde in der Mitte der Halbzeuge für die Herstellungsrout B eine homogene Härte von  $132,1 \pm 2,9\text{HV}_{0,1}$  ermittelt.



**Abbildung 7.2:** Härtemapping eines Biegebalkens der Herstellungsrute A. In der Mitte der Halbzuge für die Herstellungsrute B wurde eine Härte von  $132,1 \pm 2,9$  HV<sub>0,1</sub> ermittelt.

### 7.2.2 3-Punkt-Biegeversuche

Zur Ermittlung des Verformungsverhaltens der Biegebalken wurden 3-Punkt-Biegeversuche gemäß der in Kapitel 3.9.3 dargestellten Vorgehensweise durchgeführt. Für jede Herstellungsrute wurden vier Biegebalken getestet. In Ab-

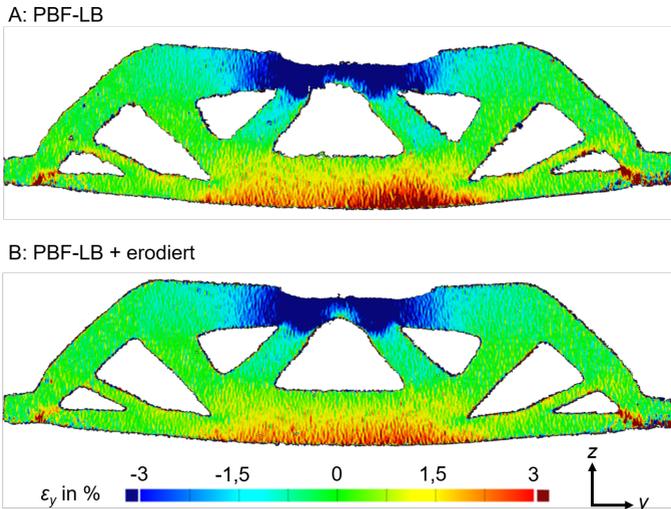


**Abbildung 7.3:** Kraft-Verschiebungs-Kurven der getesteten Biegebalken.

bildung 7.3 sind die Kraft-Verschiebungs-Kurven der getesteten Biegebalken dargestellt. Die Verschiebung wurde dabei mit einem induktiven Wegaufnehmer, welcher mittig an der Unterseite positioniert war, erfasst. Die Ergebnisse zeigen im Allgemeinen eine höhere Tragfähigkeit der Biegebalken der Herstellungsrouten B. Des Weiteren zeigen die Biegebalken der Herstellungsrouten A ein früher einsetzendes nichtlineares Verformungsverhalten. Die Ergebnisse der Biegeversuche sind in Tabelle 7.1 zusammengefasst. Aus den Ergebnissen der Bauteilver-

**Tabelle 7.1:** Ergebnisse der Biegeversuche.

Herstellungsrouten	Max. Kraft in kN	Max. Verformung in mm
A: PBF-LB	$13,98 \pm 0,26$	$2,03 \pm 0,13$
B: PBF-LB + erodiert	$14,74 \pm 0,20$	$2,17 \pm 0,10$



**Abbildung 7.4:** Mittels digitaler Bildkorrelation ermittelte Dehnung in y-Richtung der Biegebalken während einer Belastung mit 13 kN.

suche geht hervor, dass die Biegebalken der Herstellungsrouten B eine um 5,4 % höhere Tragfähigkeit als die Balken der Herstellungsrouten A aufzeigen. In der maximalen Verschiebung ist kein signifikanter Unterschied zu erkennen.

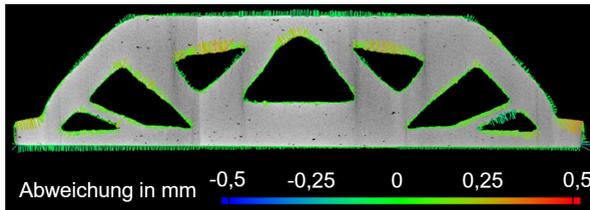
Zur Analyse der Balkendehnung wurden die Biegeversuche ferner mittels digitaler Bildkorrelation ausgewertet. In Abbildung sind diesbezüglich die ermittelten Dehnungen in  $y$ -Richtung bei einer Belastung von 13 kN dargestellt. Infolge der Biegebelastung stellen sich negative Dehnungswerte im oberen sowie positive Dehnungswerte im unteren Bereich der Biegebalken ein. Dabei sind im Balken der Herstellungsrouten A geringfügig höhere Dehnungswerte zu erkennen. Des Weiteren zeigt sich in diesem Balken bereits eine leichte Dehnungslokalisation auf der Unterseite an der Balkenmitte, welche auf eine einsetzende Schädigung hindeutet.

### 7.3 Bewertung des Prozesseinflusses auf das Bauteilverhalten

Bei der  $\mu$ CT-Analyse der Biegebalken zeigte sich eine erhöhte Porosität in Bauteilbereichen mit einer belichteten Querschnittsfläche von mehr als  $12 \times 20 \text{ mm}^2$ . Dabei kann davon ausgegangen werden, dass bei der Belichtung großer Querschnittsflächen zahlreiche Prozessnebenprodukte, wie beispielsweise Schweißspritzer, entstehen. Wie in Kapitel 2.2.5 verdeutlicht, können Schweißspritzer einen höheren Durchmesser als die Pulverartikel aufweisen und folglich zur Ausbildung von Bindefehlern führen [36, 38]. Die vergleichsweise geringe Sphärität der Poren deutet ebenfalls darauf hin, dass es sich um Bindefehler handelt. Analog dazu zeigten die  $\mu$ CT-Untersuchungen in Kapitel 6.1.3 bereits die Ausbildung von Bindefehlern in Geometrieelementen mit einer belichteten Querschnittsfläche von  $30 \times 15 \text{ mm}^2$ .

Bei der mechanischen Prüfung zeigten die Balken der Herstellungsrouten B eine höhere Tragfähigkeit. Dabei gilt es zu beachten, dass die Ergebnisse der Biegeversuche in absoluten Größen angegeben sind. Abweichungen hinsichtlich

der geometrischen Abmessungen der Biegebalken, welche besonders durch die verschiedenen Herstellungsrouten auftreten können, wurden demzufolge nicht berücksichtigt. Ein Vergleich der Massen liefert für die Herstellungsrouten A mit  $11,351 \pm 0,063$  g sowie für die Herstellungsrouten B mit  $11,354 \pm 0,007$  g keine signifikanten Unterschiede. Zur weiteren Untersuchung geometrischer Abweichungen wurden die  $\mu$ CT-Aufnahmen der Biegebalken miteinander verglichen. Die rekonstruierten Volumina wurden hierzu mit VGStudioMAX zunächst aufeinander registriert, anschließend wurden mit dem Modul Soll-Ist-Vergleich die Oberflächenabstände analysiert. In Abbildung 7.5 ist das Ergebnis der Analyse anhand eines Schnittes eines Biegebalkens der Herstellungsrouten A dargestellt. Die Haarlinien an der Oberfläche geben die Abweichung zum Vergleichsbalken

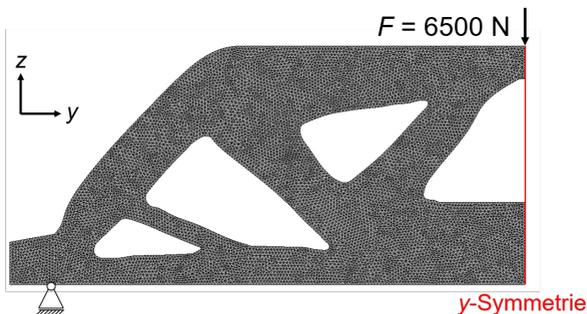


**Abbildung 7.5:** Soll-Ist-Vergleich zur Analyse von herstellungsbedingten Abweichungen hinsichtlich der Geometrie der Biegebalken. Dargestellt ist ein Schnitt eines Biegebalkens der Herstellungsrouten A. Die Haarlinien sind vergrößert dargestellt und zeigen die Abweichung zum Vergleichsbalken der Herstellungsrouten B.

der Herstellungsrouten B an und sind zur Visualisierung stark vergrößert dargestellt. In den meisten Oberflächen sind dabei keine wesentlichen Abweichungen hinsichtlich der Bauteilgeometrie zu erkennen, wie bereits aus dem Vergleich der Bauteilmassen hervorging. Auch ein Vergleich hinsichtlich der Abmessungen in die dritte Raumrichtung zeigt keine signifikanten Unterschiede zwischen den Herstellungsrouten auf. Lediglich am Downskin geringer Aufbauwinkel sind vermehrt betragsmäßig positive Abweichungen zu erkennen, welche auf eine höhere Dicke des Balkens der Herstellungsrouten A in den entsprechenden Bereichen hinweisen. Dies ist auf die prozessbedingt erhöhte Rauheit am Downskin sowie auf mögliche Reste von Supports zurückzuführen. Betragsmäßig negative Abweichungen treten vor allem an der Ober- und Unterseite auf und deuten auf eine

höhere Dicke des Vergleichsbalkens in den entsprechenden Bereichen hin. Dabei wurde für die Oberseite eine durchschnittliche Abweichung von  $-0,08$  mm sowie  $-0,06$  mm für die Unterseite ermittelt. Unter einer Biegebeanspruchung sind diese Bauteilbereiche am stärksten belastet, wodurch bereits geringe geometrische Abweichungen zu einem erheblichen Unterschied in der Tragfähigkeit und im Verformungsverhalten führen können.

Zur Abschätzung des Einflusses der geometrischen Abweichungen wurde das Verformungsverhalten daher zusätzlich mittels eines zweidimensionalen FE-Modells unter Verwendung von ANSYS Mechanical Enterprise in der Version 2020 R2 analysiert. Hierbei wurde die aus der Topologieoptimierung erhaltene Originalgeometrie mit einer um  $0,08$  mm an der Oberseite bzw.  $0,06$  mm an der Unterseite verstärkten Geometrie verglichen. In Abbildung 7.6 ist der angenommene Lastfall sowie das optimierte und auf Konvergenz getestete FE-Netz dargestellt. Zur zeiteffizienten Gestaltung der FE-Berechnungen wurde eine Symmetrierandbedingung an der Balkenmitte eingeführt. Die Biegebelastung wurde durch eine Punktlast von  $13$  kN an der Oberseite sowie eine Fixierung des Auflagers in  $z$ -Richtung modelliert. Das FE-Netz wurde mit quadratischen Dreieckselementen mit einer Elementgröße von  $0,2$  mm erstellt. Das Materialverhalten wurde über den Biegebalken als homogen angenommen. Im Gegensatz zur rein elastischen Topologieoptimierung wurde das Materialverhalten dabei als



**Abbildung 7.6:** FE-Netz und Lastfall zur simulativen Betrachtung des Verformungsverhaltens der Biegebalken am Beispiel der Originalgeometrie.

**Tabelle 7.2:** Simulative und experimentelle Analyse des Verformungsverhaltens der Biegebalken bei einer Belastung mit 13 kN.

Balken	Experiment		Simulation	
	PBF-LB	PBF-LB+EDM	Original	Verstärkt
Verformung in mm	1,55 ± 0,06	1,33 ± 0,03	1,41	1,29
Abweichung	16,5 %		9,3 %	

bilinear isotrop verfestigend modelliert. Die Kenndaten wurden aus den in Kapitel 6.1.4.2 präsentierten Zugversuchsergebnissen für eine Querschnittsfläche von  $30 \times 8 \text{ mm}^2$  abgeleitet. In Tabelle 7.2 sind die Simulationsergebnisse zusammengefasst, zum Vergleich sind die experimentell ermittelten Verformungen bei einer Belastung mit 13 kN ebenfalls aufgeführt. Es ist zu erkennen, dass sich die berechneten Verformungen im selben Bereich wie die experimentell ermittelten Werte befinden, woraus geschlossen werden kann, dass die getroffenen Annahmen bzgl. Lastfall und Lagerung sowie die Vernetzung hinreichend genau sind. Zwischen der originalen und der verstärkten Balkengeometrie wurde hierbei eine Abweichung von 9,3 % hinsichtlich der Verformung berechnet. Diese Abweichung entspricht in etwa der Hälfte der zwischen den beiden Herstellungsrouten experimentell ermittelten Abweichung.

Aus der simulativen Abschätzung lässt sich schließen, dass neben den herstellungsbedingt resultierenden Abweichungen hinsichtlich der Bauteilgeometrie weitere Einflussfaktoren zu den ermittelten Unterschieden im Verformungsverhalten beitragen. Die Porenanalyse mittels  $\mu\text{CT}$  zeigte eine wesentlich höhere Porosität im untersuchten Biegebalken der Herstellungsrouten B und stellt folglich keine Erklärung für die in den Biegeversuchen ermittelte Tendenz dar. Die Ursachen für die Unterschiede im Verformungsverhalten der Biegebalken sind demnach in der Mikrostruktur zu suchen. Wie in Kapitel 6 untersucht, treten bei der Belichtung im PBF-LB-Prozess gradierte Erstarrungsbedingungen in Abhängigkeit der Bauteilgeometrie auf. Besonders in dünnwandigen sowie überhängend aufgebauten Bauteilbereichen herrschen infolge einer lokalen Wärmeakkumulation reduzierte Abkühlraten, welche schließlich zu einer lokal vergrößerten Mikrostruktur führen. Entsprechend wurde im Rahmen der Härtemessungen für

den Biegebalken der Herstellungsrouten A besonders in dünnwandigen Bauteilbereichen eine lokal reduzierte Härte im Vergleich zum homogen aufgebauten Biegebalken der Herstellungsrouten B ermittelt. Mit den durchgeführten Bauteilversuchen konnte schließlich gezeigt werden, dass sich die prozessbedingt gradierten Materialeigenschaften auf das gesamte Bauteilverhalten auswirken, wodurch es dieses schließlich bei einer Bauteilauslegung zu berücksichtigen gilt.

## 8 Zusammenfassung

Ziel der vorliegenden Arbeit war die Untersuchung der aus dem PBF-LB-Verfahren resultierenden gradierten Materialeigenschaften am Beispiel der Leichtbaulegierung AlSi10Mg. Im Rahmen der Arbeit wurden sowohl anlagenspezifische als auch bauteilgeometrische Effekte identifiziert sowie deren Einfluss auf den Werkstoff analysiert. Durch Untersuchungen an Demonstratorbauteilen konnte schließlich der Einfluss der prozessbedingt gradierten Materialeigenschaften auf das Bauteilverhalten analysiert und bewertet werden.

In einem ersten Schritt wurde hierzu eine geeignete Prozessführung hinsichtlich des PBF-LB-Verfahrens entwickelt. Dies umfasste zunächst die Optimierung der Prozessparameter hinsichtlich der archimedisch ermittelten Bauteildichte unter Berücksichtigung einer möglichst hohen Aufbaurate. In darauf aufbauenden Einzelbahnuntersuchungen konnte mittels lichtmikroskopischer Aufnahmen eine Verschiebung der Fokuslage der Laserstrahlung infolge thermischer Linseneffekte nach dem Einschalten der Laserquelle nachgewiesen werden. Weiterhin zeigten Untersuchungen mittels thermischer Anemometrie eine ungleichmäßige Schutzgasströmung über der Bauplatte in der eingesetzten PBF-LB-Anlage. Zugversuche zeigten ferner, dass besonders die thermischen Linseneffekte zu einem Gradienten in den mechanischen Eigenschaften bzgl. der Bauplattenposition und der Belichtungsreihenfolge führen. Untersuchungen zum Einfluss des verwendeten Ausgangspulvers belegten die Entstehung feuchtigkeitsinduzierter Wasserstoffporen sowie einen Abfall in den mechanischen Eigenschaften bei Verwendung von Altpulver. Den Effekten konnte durch eine Trocknung des Pulvers vor der Verwendung entgegengewirkt werden.

Auf den Untersuchungen aufbauend wurde schließlich eine Prozessführung abgeleitet, welche die Verwendung von Neupulver sowie die Belichtung eines Ersatzbauteils zur Kompensation thermischer Linseneffekte nach dem Einschalten der Laserquelle in jeder Schicht vorsah. Auf Basis der optimierten Prozessführung wurde im folgenden Schritt der Einfluss bauteilgeometrisch bedingter Effekte auf das lokale Materialverhalten untersucht. Hierzu wurden repräsentative Geometrielemente unterschiedlicher Größe sowie unter variierenden Aufbauwinkeln hergestellt. Die rasterelektronenmikroskopische Mikrostrukturanalyse zeigte dabei vor allem für kleine Aufbauwinkel eine vergrößerte Mikrostruktur am Downskin der Geometrielemente. Diese deutet dabei auf lokal verringerte Abkühlraten infolge einer Akkumulation der Prozesswärme durch das isolierend wirkende umliegende Metallpulver bei der Belichtung hin. Zur detaillierten Analyse des Erstarrungsverhaltens wurde der PBF-LB-Prozess ferner mittels eines thermischen FE-Modells beschrieben. Das Modell ermöglicht dabei eine simulative Vorhersage der sich lokal einstellenden Mikrostruktur und zeigt eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen. Ferner konnte gezeigt werden, dass neben bauteilgeometrischen Randbedingungen auch die Belichtungsstrategie durch die variierende Länge der Schmelzbahnen sowie die Lage der Umkehrpunkte einen erheblichen Einfluss auf die Abkühlbedingungen und die daraus resultierende Mikrostruktur hat. Durch mechanische Charakterisierungsmethoden, wie die Analyse der Mikrohärtigkeit sowie Zugversuchen an kleinskaligen Zugproben, konnte schließlich der Einfluss der ermittelten Mikrostrukturgradienten auf das lokale mechanische Materialverhalten untersucht werden. Die Untersuchungen zeigten dabei eine Abnahme der Härte am Downskin gegenüber dem Upskin überhängend aufgebauter Geometrielemente. Besonders kleinskalige Geometrielemente im Millimeterbereich verfügen am Downskin über eine um bis zu 25 % gegenüber dem Upskin reduzierte Härte. Darüber hinaus zeigten sich lokale Härtemaxima im Interface zwischen Kontur- und Schraffurscan. Unter Berücksichtigung des entwickelten Simulationsmodells konnte gezeigt werden, dass diese aus den lokal hohen Abkühlraten bei der Belichtung des inneren Konturbereichs resultieren.

Zur Analyse des Einflusses lokaler Mikrostrukturgradienten auf das globale Bauteilverhalten wurden Bauteilversuche an Biegebalken mit topologieoptimierter

Bauteilgeometrie durchgeführt. Das verwendete Bauteildesign ermöglichte dabei eine Herstellung der Bauteile sowohl direkt im PBF-LB-Prozess als auch durch Drahterosion aus dem Schraffurbereich eines mittels PBF-LB aufgebauten Halbzeugs. Durch einen Vergleich beider Herstellungsrouten konnte der Einfluss der prozessbedingt gradierten Mikrostruktur infolge variierender Überhangwinkel und Wandstärken in den direkt mittels PBF-LB hergestellten Biegebalken auf das Bauteilverhalten analysiert werden. Computertomografische Analysen zeigten eine gradierte Porosität der direkt mittels PBF-LB aufgebauten Biegebalken, welche auf Bindefehler durch Prozessnebenprodukte bei der Belichtung dickwandiger Bauteilbereiche zurückgeführt werden konnte. Analog dazu wurde für die aus Halbzeugen erodierten Biegebalken eine homogen verteilte sowie erhöhte Porosität festgestellt. In 3-Punkt-Biegeversuchen zeigten die erodierten Biegebalken trotz der erhöhten Porosität eine überlegene Biegefestigkeit. Diese konnte dabei auf die lokal reduzierte Härte dünnwandiger Bauteilbereiche der direkt mittels PBF-LB aufgebauten Balken zurückgeführt werden.

Durch die Bauteilversuche konnte schließlich gezeigt werden, dass das geometrisch bedingte gradierte Materialverhalten an überhängend aufgebauten sowie dünnwandigen Bauteilbereichen das globale Verformungsverhalten von PBF-LB-Bauteilen erheblich beeinflusst. Daher gilt es, das prozessbedingte Materialverhalten bereits bei der Bauteilgestaltung zu berücksichtigen und daraus ein optimales Bauteildesign abzuleiten.



# Literaturverzeichnis

- [1] F. Ostermann: *Anwendungstechnologie Aluminium*. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2014.
- [2] C. Kammer: *Aluminium-Taschenbuch*. Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 1995.
- [3] M. Hansen: *Der Aufbau der Zweistofflegierungen*. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 1936.
- [4] DIN EN 1706:2020-06: *Aluminium und Aluminiumlegierungen - Gussstücke - Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2020.
- [5] G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, M. J. Couper: "The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys." *Acta Materialia* **46**, 3893–3904, 1998.
- [6] K. Zygula, N. Bartłomiej, H. Pasiowiec, N. Szysiak: "Mechanical properties and microstructure of AlSi10Mg alloy obtained by casting and SLM technique." *World Scientific News* **104**, 462–472, 2018.
- [7] DIN 8580:2022-12: *Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2022.
- [8] VDI 3405:2014-12: *Additive Fertigungsverfahren - Grundlagen, Begriffe, Verfahrensbeschreibungen*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2014.
- [9] DIN EN ISO/ASTM 52900:2022-03: *Additive Fertigung - Grundlagen - Terminologie*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2022.

- [10] I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker: *Additive Manufacturing Technologies*. Springer-Verlag, New York, 2015.
- [11] R. Lachmayer, R. B. Lippert: *Entwicklungsmethodik für die Additive Fertigung*. Springer Vieweg, Berlin, 2020.
- [12] A. Gebhardt: *Additive Fertigungsverfahren: Additive Manufacturing und 3D-Drucken für Prototyping - Tooling - Produktion*. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, 2016.
- [13] M. Schniedenharn: *Einfluss von Fokusshift und Prozessnebenprodukten auf den Laser Powder Bed Fusion Prozess*. Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Aachen, 2020.
- [14] D. Buchbinder, H. Schleifenbaum, S. Heidrich, W. Meiners, J. Bültmann: “High Power Selective Laser Melting (HP SLM) of Aluminum Parts.” *Physics Procedia* **12**, 271–278, 2011.
- [15] K. Kempen, L. Thijs, J. van Humbeeck, J.-P. Kruth: “Processing Al-Si10Mg by selective laser melting: parameter optimisation and material characterisation.” *Materials Science and Technology* **31**, 917–923, 2015.
- [16] N. Read, W. Wang, K. Essa, M. M. Attallah: “Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development.” *Materials & Design* **65**, 417–424, 2015.
- [17] D. D. Gu, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe: “Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms.” *International Materials Reviews* **57**, 133–164, 2012.
- [18] M. Dimter, R. Mayer, L. Hümmeler, R. Salzberger, J. Kotila, T. Syvänen: “Method and device for manufacturing a three-dimensional object.”, 2011. US Patent 8,034,279.
- [19] J. P. Kruth, L. Froyen, J. van Vaerenbergh, P. Mercelis, M. Rombouts, B. Lauwers: “Selective laser melting of iron-based powder.” *Journal of Materials Processing Technology* **149**, 616–622, 2004.

- [20] N. T. Aboulkhair, N. M. Everitt, I. Ashcroft, C. Tuck: “Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting.” *Additive Manufacturing* **1-4**, 77–86, 2014.
- [21] L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. van Humbeeck, J.-P. Kruth: “A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V.” *Acta Materialia* **58**, 3303–3312, 2010.
- [22] G. Kasperovich, J. Haubrich, J. Gussone, G. Requena: “Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting.” *Materials & Design* **105**, 160–170, 2016.
- [23] M. Xia, D. Gu, G. Yu, D. Dai, H. Chen, Q. Shi: “Porosity evolution and its thermodynamic mechanism of randomly packed powder-bed during selective laser melting of Inconel 718 alloy.” *International Journal of Machine Tools and Manufacture* **116**, 96–106, 2017.
- [24] C. Weingarten, D. Buchbinder, N. Pirch, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe: “Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg.” *Journal of Materials Processing Technology* **221**, 112–120, 2015.
- [25] D. Buchbinder: *Selective Laser Melting von Aluminiumgusslegierungen*. Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Aachen, 2013.
- [26] M. Bayat, A. Thanki, S. Mohanty, A. Witvrouw, S. Yang, J. Thorborg, N. S. Tiedje, J. H. Hattel: “Keyhole-induced porosities in Laser-based Powder Bed Fusion (L-PBF) of Ti6Al4V: High-fidelity modelling and experimental validation.” *Additive Manufacturing* **30**, 100835, 2019.
- [27] A. A. Martin, N. P. Calta, S. A. Khairallah, J. Wang, P. J. Depond, A. Y. Fong, V. Thampy, G. M. Guss, A. M. Kiss, K. H. Stone, C. J. Tassone, J. Nelson Weker, M. F. Toney, T. van Buuren, M. J. Matthews: “Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing.” *Nature communications* **10**, 1987, 2019.

- [28] K. Kempen, L. Thijs, J. van Humbeeck, J.-P. Kruth: “Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting.” *Physics Procedia* **39**, 439–446, 2012.
- [29] E. Brandl, U. Heckenberger, V. Holzinger, D. Buchbinder: “Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior.” *Materials & Design* **34**, 159–169, 2012.
- [30] M. A. Groeber, E. Schwalbach, S. Donegan, K. Chaput, T. Butler, J. Miller: “Application of characterization, modelling, and analytics towards understanding process-structure linkages in metallic 3D printing.” In “IOP Conference Series: Materials Science and Engineering,” IOP Publishing, 2017.
- [31] J. Zhang, B. Song, Q. Wei, D. Bourell, Y. Shi: “A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends.” *Journal of Materials Science & Technology* **35**, 270–284, 2019.
- [32] B. Hoppe, S. Enk, J. H. Schleifenbaum: “Analysis of the Shielding Gas Dependent L-PBF Process Stability by Means of Schlieren and Shadowgraph Techniques.” In “Proceedings of the 30th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium 2019,” 1523–1536. University of Texas at Austin, 2019.
- [33] C. Panwisawas, Y. T. Tang, R. C. Reed: “Metal 3D printing as a disruptive technology for superalloys.” *Nature communications* **11**, 2327, 2020.
- [34] M. Simonelli, C. Tuck, N. T. Aboulkhair, I. Maskery, I. Ashcroft, R. D. Wildman, R. Hague: “A Study on the Laser Spatter and the Oxidation Reactions During Selective Laser Melting of 316L Stainless Steel, Al-Si10-Mg, and Ti-6Al-4V.” *Metallurgical and Materials Transactions A* **46**, 3842–3851, 2015.

- [35] N. T. Aboulkhair, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck, R. Hague: “3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting.” *Progress in Materials Science* **106**, 100578, 2019.
- [36] Y. Liu, Y. Yang, S. Mai, Di Wang, C. Song: “Investigation into spatter behavior during selective laser melting of AISI 316L stainless steel powder.” *Materials & Design* **87**, 797–806, 2015.
- [37] B. Ferrar, L. Mullen, E. Jones, R. Stamp, C. J. Sutcliffe: “Gas flow effects on selective laser melting (SLM) manufacturing performance.” *Journal of Materials Processing Technology* **212**, 355–364, 2012.
- [38] A. B. Anwar, Q.-C. Pham: “Selective laser melting of AlSi10Mg: Effects of scan direction, part placement and inert gas flow velocity on tensile strength.” *Journal of Materials Processing Technology* **240**, 388–396, 2017.
- [39] J. Reijonen, A. Revuelta, T. Riipinen, K. Ruusuvoori, P. Puukko: “On the effect of shielding gas flow on porosity and melt pool geometry in laser powder bed fusion additive manufacturing.” *Additive Manufacturing* **32**, 101030, 2020.
- [40] J.-F. Bisson: “Suppression of the focal shift of single-mode laser with a miniature laser processing head.” *JLMN-Journal of Laser Micro/Nanoengineering* **4**, 170–176, 2009.
- [41] P. L. Rall, D. Förster, T. Graf, C. Pflaum: “Simulation and compensation of thermal lensing in optical systems.” *Optics express* **30**, 38643–38662, 2022.
- [42] F. Haeckel, M. Meixlsperger, T. Burkert: “Technological Challenges for Automotive Series Production in Laser Beam Melting.” In “Proceedings of the 28th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium 2017,” 2682–2698. University of Texas at Austin, 2017.

- [43] J. Metelkova, Y. Kinds, K. Kempen, C. de Formanoir, A. Witvrouw, B. van Hooreweder: “On the influence of laser defocusing in Selective Laser Melting of 316L.” *Additive Manufacturing* **23**, 161–169, 2018.
- [44] S. Patel, H. Chen, M. Vlasea, Y. Zou: “The influence of beam focus during laser powder bed fusion of a high reflectivity aluminium alloy — AlSi10Mg.” *Additive Manufacturing* **59**, 103112, 2022.
- [45] K. Riener, N. Albrecht, S. Ziegelmeier, R. Ramakrishnan, L. Haferkamp, A. B. Spierings, G. J. Leichtfried: “Influence of particle size distribution and morphology on the properties of the powder feedstock as well as of AlSi10Mg parts produced by laser powder bed fusion (LPBF).” *Additive Manufacturing* **34**, 101286, 2020.
- [46] L. Cordova, M. Campos, T. Tinga: “Revealing the Effects of Powder Reuse for Selective Laser Melting by Powder Characterization.” *JOM* **71**, 1062–1072, 2019.
- [47] S. Mohd Yusuf, E. Choo, N. Gao: “Comparison between Virgin and Recycled 316L SS and AlSi10Mg Powders Used for Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing.” *Metals* **10**, 1625, 2020.
- [48] H. P. Tang, M. Qian, N. Liu, X. Z. Zhang, G. Y. Yang, J. Wang: “Effect of Powder Reuse Times on Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V by Selective Electron Beam Melting.” *JOM* **67**, 555–563, 2015.
- [49] K. Riener, S. Oswald, M. Winkler, G. J. Leichtfried: “Influence of storage conditions and reconditioning of AlSi10Mg powder on the quality of parts produced by laser powder bed fusion (LPBF).” *Additive Manufacturing* **39**, 101896, 2021.
- [50] E. Louvis, P. Fox, C. J. Sutcliffe: “Selective laser melting of aluminium components.” *Journal of Materials Processing Technology* **211**, 275–284, 2011.

- [51] L. Cordova, T. Bor, M. de Smit, M. Campos, T. Tinga: “Measuring the spreadability of pre-treated and moisturized powders for laser powder bed fusion.” *Additive Manufacturing* **32**, 101082, 2020.
- [52] E. Fromm, E. Gebhardt: *Gase und Kohlenstoff in Metallen*. Springer-Verlag, Berlin, 1976.
- [53] C. K. Stimpson, J. C. Snyder, K. A. Thole, D. Mongillo: “Roughness Effects on Flow and Heat Transfer for Additively Manufactured Channels.” *Journal of Turbomachinery* **138**, 589, 2016.
- [54] J. Damon, S. Dietrich, F. Vollert, J. Gibmeier, V. Schulze: “Process dependent porosity and the influence of shot peening on porosity morphology regarding selective laser melted AlSi10Mg parts.” *Additive Manufacturing* **20**, 77–89, 2018.
- [55] Y. Tian, D. Tomus, P. Rometsch, X. Wu: “Influences of processing parameters on surface roughness of Hastelloy X produced by selective laser melting.” *Additive Manufacturing* **13**, 103–112, 2017.
- [56] E. Masiagutova, F. Cabanettes, A. Sova, M. Cici, G. Bidron, P. Bertrand: “Side surface topography generation during laser powder bed fusion of AlSi10Mg.” *Additive Manufacturing* **47**, 102230, 2021.
- [57] T. Yang, T. Liu, W. Liao, E. MacDonald, H. Wei, X. Chen, L. Jiang: “The influence of process parameters on vertical surface roughness of the Al-Si10Mg parts fabricated by selective laser melting.” *Journal of Materials Processing Technology* **266**, 26–36, 2019.
- [58] T. Yang, T. Liu, W. Liao, H. Wei, C. Zhang, X. Chen, K. Zhang: “Effect of processing parameters on overhanging surface roughness during laser powder bed fusion of AlSi10Mg.” *Journal of Manufacturing Processes* **61**, 440–453, 2021.
- [59] H. Masuo, Y. Tanaka, S. Morokoshi, H. Yagura, T. Uchida, Y. Yamamoto, Y. Murakami: “Influence of defects, surface roughness and HIP on the

- fatigue strength of Ti-6Al-4V manufactured by additive manufacturing.” *International Journal of Fatigue* **117**, 163–179, 2018.
- [60] J. Damon, S. Czink, P. Schüßler, S. Antusch, A. Klein, S. Send, D. Dapp- rich, S. Dietrich, V. Schulze: “Mechanical surface treatment of EBM Ti6Al4V components: Effects of the resulting surface layer state on fa- tigue mechanisms and service life.” *Materials Science and Engineering: A* **849**, 143422, 2022.
- [61] H. Soyama, F. Takeo: “Effect of Various Peening Methods on the Fati- gue Properties of Titanium Alloy Ti6Al4V Manufactured by Direct Metal Laser Sintering and Electron Beam Melting.” *Materials* **13**, 2020.
- [62] C. J. Luis Pérez, J. Vivancos Calvet, M. A. Sebastián Pérez: “Geometric roughness analysis in solid free-form manufacturing processes.” *Journal of Materials Processing Technology* **119**, 52–57, 2001.
- [63] R. Li, J. Liu, Y. Shi, L. Wang, W. Jiang: “Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process.” *The Inter- national Journal of Advanced Manufacturing Technology* **59**, 1025–1035, 2012.
- [64] B.-Q. Li, Z. Li, P. Bai, B. Liu, Z. Kuai: “Research on Surface Roughness of AlSi10Mg Parts Fabricated by Laser Powder Bed Fusion.” *Metals* **8**, 524, 2018.
- [65] S. Kou: *Welding metallurgy*. Wiley-Interscience, Hoboken N.J., 2003.
- [66] J. W. Rutter, B. Chalmers: “A prismatic substructure formed during soli- dification of metals.” *Canadian Journal of Physics* **31**, 15–39, 1953.
- [67] P. van Cauwenbergh, V. Samaee, L. Thijs, J. Nejezchlebová, P. Sedlák, A. Iveković, D. Schryvers, B. van Hooreweder, K. Vanmeensel: “Unra- velling the multi-scale structure-property relationship of laser powder bed fusion processed and heat-treated AlSi10Mg.” *Scientific reports* **11**, 6423, 2021.

- [68] J. Delahaye, J. T. Tchuindjang, J. Lecomte-Beckers, O. Rigo, A. M. Habracken, A. Mertens: “Influence of Si precipitates on fracture mechanisms of AlSi10Mg parts processed by Selective Laser Melting.” *Acta Materialia* **175**, 160–170, 2019.
- [69] H. Matyja, B. C. Giessen, N. J. Grant: “The effect of cooling rate on the dendrite spacing in splat-cooled aluminium alloys.” *Journal of the Institute of Metals* 30–32, 1968.
- [70] P. Wei, Z. Wei, Z. Chen, J. Du, Y. He, J. Li, Y. Zhou: “The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: single track, densification, microstructure and mechanical behavior.” *Applied Surface Science* **408**, 38–50, 2017.
- [71] B. Chen, S. K. Moon, X. Yao, G. Bi, J. Shen, J. Umeda, K. Kondoh: “Strength and strain hardening of a selective laser melted AlSi10Mg alloy.” *Scripta Materialia* **141**, 45–49, 2017.
- [72] Z. Li, Z. Li, Z. Tan, D.-B. Xiong, Q. Guo: “Stress relaxation and the cellular structure-dependence of plastic deformation in additively manufactured AlSi10Mg alloys.” *International Journal of Plasticity* **127**, 102640, 2020.
- [73] X. Liu, C. Zhao, X. Zhou, Z. Shen, W. Liu: “Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy.” *Materials & Design* **168**, 107677, 2019.
- [74] X. P. Li, X. J. Wang, M. Saunders, A. Suvorova, L. C. Zhang, Y. J. Liu, M. H. Fang, Z. H. Huang, T. B. Sercombe: “A selective laser melting and solution heat treatment refined Al–12Si alloy with a controllable ultrafine eutectic microstructure and 25% tensile ductility.” *Acta Materialia* **95**, 74–82, 2015.
- [75] M. M. Makhlof, H. V. Guthy: “The aluminum–silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography.” *Journal of Light Metals* **1**, 199–218, 2001.

- [76] A. Hadadzadeh, C. Baxter, B. S. Amirkhiz, M. Mohammadi: “Strengthening mechanisms in direct metal laser sintered AlSi10Mg: Comparison between virgin and recycled powders.” *Additive Manufacturing* **23**, 108–120, 2018.
- [77] U. Patakham, A. Palasay, P. Wila, R. Tongstri: “MPB characteristics and Si morphologies on mechanical properties and fracture behavior of SLM AlSi10Mg.” *Materials Science and Engineering: A* **821**, 141602, 2021.
- [78] O. Lashkari, R. Ghomashchi: “Rheological behavior of semi-solid Al–Si alloys: Effect of morphology.” *Materials Science and Engineering: A* **454–455**, 30–36, 2007.
- [79] H. V. Atkinson, D. Liu: “Microstructural coarsening of semi-solid aluminium alloys.” *Materials Science and Engineering: A* **496**, 439–446, 2008.
- [80] Y. Wang, S. Zhao, X. Zhao, Y. Zhao: “Microstructural coarsening of 6061 aluminum alloy semi-solid billets prepared via recrystallization and partial melting.” *Journal of Mechanical Science and Technology* **31**, 3917–3923, 2017.
- [81] W. Li, S. Li, J. Liu, A. Zhang, Y. Zhou, Q. Wei, C. Yan, Y. Shi: “Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism.” *Materials Science and Engineering: A* **663**, 116–125, 2016.
- [82] N. Takata, H. Kodaira, K. Sekizawa, A. Suzuki, M. Kobashi: “Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments.” *Materials Science and Engineering: A* **704**, 218–228, 2017.
- [83] L. Thijs, K. Kempen, J.-P. Kruth, J. van Humbeeck: “Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder.” *Acta Materialia* **61**, 1809–1819, 2013.
- [84] Z. Dong, M. Xu, H. Guo, X. Fei, Y. Liu, B. Gong, G. Ju: “Microstructural evolution and characterization of AlSi10Mg alloy manufactured by

- selective laser melting.” *Journal of Materials Research and Technology* **17**, 2343–2354, 2022.
- [85] M. Tang, P. C. Pistorius, S. Narra, J. L. Beuth: “Rapid Solidification: Selective Laser Melting of AlSi10Mg.” *JOM* **68**, 960–966, 2016.
- [86] T.-H. Park, M.-S. Baek, H. Hyer, Y. Sohn, K.-A. Lee: “Effect of direct aging on the microstructure and tensile properties of AlSi10Mg alloy manufactured by selective laser melting process.” *Materials Characterization* **176**, 111113, 2021.
- [87] N. T. Aboulkhair, I. Maskery, C. Tuck, I. Ashcroft, N. M. Everitt: “The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted Al-Si10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment.” *Materials Science and Engineering: A* **667**, 139–146, 2016.
- [88] M. J. Paul, Q. Liu, J. P. Best, X. Li, J. J. Kruzic, U. Ramamurty, B. Gludovatz: “Fracture resistance of AlSi10Mg fabricated by laser powder bed fusion.” *Acta Materialia* **211**, 116869, 2021.
- [89] K. V. Yang, P. Rometsch, C. Davies, A. Huang, X. Wu: “Effect of heat treatment on the microstructure and anisotropy in mechanical properties of A357 alloy produced by selective laser melting.” *Materials & Design* **154**, 275–290, 2018.
- [90] M.-S. Baek, R. Kreethi, T.-H. Park, Y. Sohn, K.-A. Lee: “Influence of heat treatment on the high-cycle fatigue properties and fatigue damage mechanism of selective laser melted AlSi10Mg alloy.” *Materials Science and Engineering: A* **819**, 141486, 2021.
- [91] X. P. Li, G. Ji, Z. Chen, A. Addad, Y. Wu, H. W. Wang, J. Vleugels, J. van Humbeeck, J. P. Kruth: “Selective laser melting of nano-TiB<sub>2</sub> decorated AlSi10Mg alloy with high fracture strength and ductility.” *Acta Materialia* **129**, 183–193, 2017.

- [92] M. F. Ashby: “The deformation of plastically non-homogeneous materials.” *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics* **21**, 399–424, 1970.
- [93] E. Ghio, E. Cerri: “Additive Manufacturing of AlSi10Mg and Ti6Al4V Lightweight Alloys via Laser Powder Bed Fusion: A Review of Heat Treatments Effects.” *Materials* **15**, 2022.
- [94] X. X. Zhang, A. Lutz, H. Andrä, M. Lahres, W. M. Gan, E. Maawad, C. Emmelmann: “Evolution of microscopic strains, stresses, and dislocation density during in-situ tensile loading of additively manufactured Al-Si10Mg alloy.” *International Journal of Plasticity* **139**, 102946, 2021.
- [95] R. J. Williams, A. Piglione, T. Rønneberg, C. Jones, M.-S. Pham, C. M. Davies, P. A. Hooper: “In situ thermography for laser powder bed fusion: Effects of layer temperature on porosity, microstructure and mechanical properties.” *Additive Manufacturing* **30**, 100880, 2019.
- [96] H. Yeung, B. Lane, J. Fox: “Part geometry and conduction-based laser power control for powder bed fusion additive manufacturing.” *Additive Manufacturing* **30**, 2019.
- [97] R. Yavari, Z. Smoqi, A. Riensche, B. Bevans, H. Kobir, H. Mendoza, H. Song, K. Cole, P. Rao: “Part-scale thermal simulation of laser powder bed fusion using graph theory: Effect of thermal history on porosity, microstructure evolution, and recoater crash.” *Materials & Design* **204**, 109685, 2021.
- [98] F. Nahr, M. Rasch, C. Burkhardt, J. Renner, B. Baumgärtner, T. Hausotte, C. Körner, P. Steinmann, J. Mergheim, M. Schmidt, M. Markl: “Geometrical Influence on Material Properties for Ti6Al4V Parts in Powder Bed Fusion.” *Journal of Manufacturing and Materials Processing* **7**, 82, 2023.
- [99] A. Riensche, B. D. Bevans, Z. Smoqi, R. Yavari, A. Krishnan, J. Gilligan, N. Piercy, K. Cole, P. Rao: “Feedforward control of thermal history in

- laser powder bed fusion: Toward physics-based optimization of processing parameters.” *Materials & Design* **224**, 111351, 2022.
- [100] H. Chen, D. Gu, J. Xiong, M. Xia: “Improving additive manufacturing processability of hard-to-process overhanging structure by selective laser melting.” *Journal of Materials Processing Technology* **250**, 99–108, 2017.
- [101] Z. Xiang, L. Wang, C. Yang, M. Yin, G. Yin: “Analysis of the quality of slope surface in selective laser melting process by simulation and experiments.” *Optik* **176**, 68–77, 2019.
- [102] L. Englert, S. Czink, S. Dietrich, V. Schulze: “How defects depend on geometry and scanning strategy in additively manufactured AlSi10Mg.” *Journal of Materials Processing Technology* **299**, 117331, 2022.
- [103] M. Liu, N. Takata, A. Suzuki, M. Kobashi: “Microstructural characterization of cellular AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting.” *Materials & Design* **157**, 478–491, 2018.
- [104] M. Liu, N. Takata, A. Suzuki, M. Kobashi: “Development of gradient microstructure in the lattice structure of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting.” *Journal of Materials Science & Technology* **36**, 106–117, 2020.
- [105] M. Liu, N. Takata, A. Suzuki, M. Kobashi: “Effect of Heat Treatment on Gradient Microstructure of AlSi10Mg Lattice Structure Manufactured by Laser Powder Bed Fusion.” *Materials* **13**, 2020.
- [106] D. Yue, D. Li, X. Zhang, B. Chen, R. Qin, Z. Wang: “Tensile behavior of AlSi10Mg overhanging structures fabricated by laser powder bed fusion: Effects of support structures and build orientation.” *Materials Science and Engineering: A* **880**, 145375, 2023.
- [107] Z. Li, Y. Nie, B. Liu, Z. Kuai, M. Zhao, F. Liu: “Mechanical properties of AlSi10Mg lattice structures fabricated by selective laser melting.” *Materials & Design* **192**, 108709, 2020.

- [108] H. L. Wei, T. Mukherjee, W. Zhang, J. S. Zuback, G. L. Knapp, A. De, T. DebRoy: “Mechanistic models for additive manufacturing of metallic components.” *Progress in Materials Science* **116**, 100703, 2021.
- [109] M. Bayat, W. Dong, J. Thorborg, A. C. To, J. H. Hattel: “A review of multi-scale and multi-physics simulations of metal additive manufacturing processes with focus on modeling strategies.” *Additive Manufacturing* **47**, 102278, 2021.
- [110] J. L. Bartlett, X. Li: “An overview of residual stresses in metal powder bed fusion.” *Additive Manufacturing* **27**, 131–149, 2019.
- [111] S. A. Khairallah, A. T. Anderson, A. Rubenchik, W. E. King: “Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones.” *Acta Materialia* **108**, 36–45, 2016.
- [112] J. H. Lienhard: *A heat transfer textbook*. Dover Publications, New York, 2020.
- [113] P. Zehner, E. U. Schlünder: “Wärmeleitfähigkeit von Schüttungen bei mäßigen Temperaturen.” *Chemie Ingenieur Technik* **42**, 933–941, 1970.
- [114] A. M. Kamara, W. Wang, S. Marimuthu, L. Li: “Modelling of the Melt Pool Geometry in the Laser Deposition of Nickel Alloys Using the Anisotropic Enhanced Thermal Conductivity Approach.” In “Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture,” 87–99. Institution of Mechanical Engineers, 2011.
- [115] Z. Li, B.-Q. Li, P. Bai, B. Liu, Y. Wang: “Research on the Thermal Behaviour of a Selectively Laser Melted Aluminium Alloy: Simulation and Experiment.” *Materials* **11**, 2018.
- [116] Y. Li, D. Gu: “Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder.” *Materials & Design* **63**, 856–867, 2014.

- [117] S. Liu, H. Zhu, G. Peng, J. Yin, X. Zeng: “Microstructure prediction of selective laser melting AlSi10Mg using finite element analysis.” *Materials & Design* **142**, 319–328, 2018.
- [118] A. Foroozmehr, M. Badrossamay, E. Foroozmehr, S. Golabi: “Finite Element Simulation of Selective Laser Melting process considering Optical Penetration Depth of laser in powder bed.” *Materials & Design* **89**, 255–263, 2016.
- [119] N. Keller: *Verzugsminimierung bei selektiven Laserschmelzverfahren durch Multi-Skalen-Simulation*. Dissertation, Universität Bremen, Bremen, 2016.
- [120] J. Goldak, A. Chakravarti, M. Bibby: “A new finite element model for welding heat sources.” *Metallurgical Transactions B* **15**, 299–305, 1984.
- [121] J. Yin, H. Zhu, L. Ke, P. Hu, C. He, H. Zhang, X. Zeng: “A finite element model of thermal evolution in laser micro sintering.” *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **83**, 1847–1859, 2016.
- [122] A. Ashby, G. Guss, R. K. Ganeriwala, A. A. Martin, P. J. Depond, D. J. Deane, M. J. Matthews, C. L. Druzgalski: “Thermal history and high-speed optical imaging of overhang structures during laser powder bed fusion: A computational and experimental analysis.” *Additive Manufacturing* **53**, 102669, 2022.
- [123] C. L. Druzgalski, A. Ashby, G. Guss, W. E. King, T. T. Roehling, M. J. Matthews: “Process optimization of complex geometries using feed forward control for laser powder bed fusion additive manufacturing.” *Additive Manufacturing* **34**, 101169, 2020.
- [124] J. Akram, P. Chalavadi, D. Pal, B. Stucker: “Understanding grain evolution in additive manufacturing through modeling.” *Additive Manufacturing* **21**, 255–268, 2018.

- [125] D. Deng: “FEM prediction of welding residual stress and distortion in carbon steel considering phase transformation effects.” *Materials & Design* **30**, 359–366, 2009.
- [126] C. Şimşir, C. H. Gür: “A FEM based framework for simulation of thermal treatments: Application to steel quenching.” *Computational Materials Science* **44**, 588–600, 2008.
- [127] J. H. Hollomon: “Tensile deformation.” *Transactions of AIME* 268–2290, 1945.
- [128] P. Ludwik: *Elemente der Technologischen Mechanik*. Springer-Verlag, Berlin, 1909.
- [129] E. Voce: “A practical strain hardening function.” *Metallurgia* **51**, 219–226, 1955.
- [130] P. Tan, F. Shen, B. Li, K. Zhou: “A thermo-metallurgical-mechanical model for selective laser melting of Ti6Al4V.” *Materials & Design* **168**, 107642, 2019.
- [131] J. Ahn, E. He, L. Chen, R. C. Wimpory, J. P. Dear, C. M. Davies: “Prediction and measurement of residual stresses and distortions in fibre laser welded Ti-6Al-4V considering phase transformation.” *Materials & Design* **115**, 441–457, 2017.
- [132] L. Parry, I. A. Ashcroft, R. D. Wildman: “Understanding the effect of laser scan strategy on residual stress in selective laser melting through thermo-mechanical simulation.” *Additive Manufacturing* **12**, 1–15, 2016.
- [133] E. R. Denlinger: “Thermomechanical Model Development and In Situ Experimental Validation of the Laser Powder-Bed Fusion Process.” In “Thermo-Mechanical Modeling of Additive Manufacturing,” 215–227. Elsevier, 2018.
- [134] M. F. Zaeh, G. Branner: “Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting.” *Production Engineering* **4**, 35–45, 2010.

- [135] N. E. Hodge, R. M. Ferencz, R. M. Vignes: “Experimental comparison of residual stresses for a thermomechanical model for the simulation of selective laser melting.” *Additive Manufacturing* **12**, 159–168, 2016.
- [136] D. Legland, I. Arganda-Carreras, P. Andrey: “MorphoLibJ: integrated library and plugins for mathematical morphology with ImageJ.” *Bioinformatics* **32**, 3532–3534, 2016.
- [137] J. Holoch, S. Lenhardt, S. Revfi, A. Albers: “Design of Selective Laser Melting (SLM) Structures: Consideration of Different Material Properties in Multiple Surface Layers Resulting from the Manufacturing in a Topology Optimization.” *Algorithms* **15**, 99, 2022.
- [138] J. Sauvola, M. Pietikäinen: “Adaptive document image binarization.” *Pattern Recognition* **33**, 225–236, 2000.
- [139] DIN EN ISO 25178-2:2023-09: *Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Flächenhaft - Teil 2: Begriffe und Kenngrößen für die Oberflächenbeschaffenheit*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2023.
- [140] DIN EN ISO 6507-1:2024-01: *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2024.
- [141] DIN EN ISO 14577-1:2015-11: *Metallische Werkstoffe - Instrumentierte Eindringprüfung zur Bestimmung der Härte und anderer Werkstoffparameter - Teil 1: Prüfverfahren*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2015.
- [142] DIN EN ISO 6892-1:2020-06: *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2020.
- [143] DIN EN 10132:2022-04: *Kaltband aus Stahl für eine Wärmebehandlung - Technische Lieferbedingungen*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2022.
- [144] M. B. Djurdjević, S. Manasijević, Z. Odanović, N. Dolić: “Calculation of Liquidus Temperature for Aluminum and Magnesium Alloys Applying Method of Equivalency.” *Advances in Materials Science and Engineering* **2013**, 1–8, 2013.

- [145] D. Dai, D. Gu: “Effect of metal vaporization behavior on keyhole-mode surface morphology of selective laser melted composites using different protective atmospheres.” *Applied Surface Science* **355**, 310–319, 2015.
- [146] P. Schüßler, N. Nouri, V. Schulze, S. Dietrich: “A novel multiscale process simulation to predict the impact of intrinsic heat treatment on local microstructure gradients and bulk hardness of AISI 4140 manufactured by laser powder bed fusion.” *Virtual and Physical Prototyping* **18**, 223, 2023.
- [147] S. Hocine, H. van Swygenhoven, S. van Petegem: “Verification of selective laser melting heat source models with operando X-ray diffraction data.” *Additive Manufacturing* **37**, 101747, 2021.
- [148] L. Wang, X. Jiang, Y. Zhu, X. Zhu, J. Sun, B. Yan: “An approach to predict the residual stress and distortion during the selective laser melting of AlSi10Mg parts.” *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **97**, 3535–3546, 2018.
- [149] P. Wei, Z. Wei, Z. Chen, Y. He, J. Du: “Thermal behavior in single track during selective laser melting of AlSi10Mg powder.” *Applied Physics A* **123**, 133, 2017.
- [150] S. Sumin Sih, J. W. Barlow: “The Prediction of the Emissivity and Thermal Conductivity of Powder Beds.” *Particulate Science and Technology* **22**, 291–304, 2004.
- [151] N. Wakao, K. Kato: “Effective thermal conductivity of packed beds.” *Journal of Chemical Engineering of Japan* **2**, 24–33, 1969.
- [152] L. A. Guildner: “Thermal Conductivity of Gases. III. Some Values of the Thermal Conductivities of Argon, Helium, and Nitrogen from 0 °C to 75 °C at Pressures of  $1 \times 10^5$  to  $2.5 \times 10^7$  Pascals.” *Journal of research of the National Bureau of Standards. Section A, Physics and chemistry* **79A**, 407–413, 1975.

- [153] A. Ghasemi, E. Fereiduni, M. Balbaa, S. D. Jadhav, M. Elbestawi, S. Habibi: "Influence of alloying elements on laser powder bed fusion processability of aluminum: A new insight into the oxidation tendency." *Additive Manufacturing* **46**, 102145, 2021.
- [154] C. Li, M. F. Gouge, E. R. Denlinger, J. E. Irwin, P. Michaleris: "Estimation of part-to-powder heat losses as surface convection in laser powder bed fusion." *Additive Manufacturing* **26**, 258–269, 2019.
- [155] S. Czink, S. Dietrich, V. Schulze: "Ultrasonic evaluation of elastic properties in laser powder bed fusion manufactured AlSi10Mg components." *NDT & E International* **132**, 102729, 2022.
- [156] Y. Nadot, C. Nadot-Martin, W. H. Kan, S. Boufadene, M. Foley, J. Cairney, G. Prout, L. Ridosz: "Predicting the fatigue life of an AlSi10Mg alloy manufactured via laser powder bed fusion by using data from computed tomography." *Additive Manufacturing* **32**, 100899, 2020.
- [157] Z. Dong, Y. Liu, W. Li, J. Liang: "Orientation dependency for microstructure, geometric accuracy and mechanical properties of selective laser melting AlSi10Mg lattices." *Journal of Alloys and Compounds* **791**, 490–500, 2019.
- [158] W. Pan, Z. Ye, Y. Zhang, Y. Liu, B. Liang, Z. Zhai: "Research on Microstructure and Properties of AlSi10Mg Fabricated by Selective Laser Melting." *Materials* **15**, 2022.
- [159] M. J. Matthews, G. Guss, S. A. Khairallah, A. M. Rubenchik, P. J. Depond, W. E. King: "Denudation of metal powder layers in laser powder bed fusion processes." *Acta Materialia* **114**, 33–42, 2016.
- [160] C. H. Cáceres, B. I. Selling: "Casting defects and the tensile properties of an AlSiMg alloy." *Materials Science and Engineering: A* **220**, 109–116, 1996.
- [161] L. Goossens, Y. Kinds, J.-P. Kruth, B. Van Hooreweder: "On the Influence of Thermal Lensing During Selective Laser Melting." In "Proceedings

- of the 29th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium 2018,” 2267–2274. University of Texas at Austin, 2018.
- [162] M. A. Balbaa, A. Ghasemi, E. Fereiduni, M. A. Elbestawi, S. D. Jadhav, J.-P. Kruth: “Role of powder particle size on laser powder bed fusion processability of AlSi10Mg alloy.” *Additive Manufacturing* **37**, 101630, 2021.
- [163] S. Czink, V. Schulze, S. Dietrich: “Experimental investigations of Inhomogeneous Component Properties in Laser-Based Additive Manufacturing of AlSi10Mg.” In “Proceedings of the 34th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium 2023,” 448–458. University of Texas at Austin, 2023.
- [164] S. Czink, J. Holoch, R. Renz, V. Schulze, A. Albers, S. Dietrich: “Process-Specific Topology Optimization Method Based on Laser-Based Additive Manufacturing of AlSi10Mg Components: Material Characterization and Evaluation.” *Processes* **11**, 648, 2023.
- [165] A. Ghosh: “Tensile instability and necking in materials with strain hardening and strain-rate hardening.” *Acta Metallurgica* **25**, 1413–1424, 1977.
- [166] J. A. Nelder, R. Mead: “A Simplex Method for Function Minimization.” *The Computer Journal* **7**, 308–313, 1965.
- [167] N. Takata, M. Liu, H. Li, A. Suzuki, M. Kobashi: “Fast scanning calorimetry study of Al alloy powder for understanding microstructural development in laser powder bed fusion.” *Materials & Design* **219**, 110830, 2022.
- [168] A. Salmi, E. Atzeni, L. Iuliano, M. Galati: “Experimental Analysis of Residual Stresses on AlSi10Mg Parts Produced by Means of Selective Laser Melting (SLM).” *Procedia CIRP* **62**, 458–463, 2017.
- [169] J.-P. Kruth, J. Deckers, E. Yasa, R. Wauthlé: “Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a

- novel analysis method.” *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* **226**, 980–991, 2012.
- [170] S. Miyazaki, K. Shibata, H. Fujita: “Effect of specimen thickness on mechanical properties of polycrystalline aggregates with various grain sizes.” *Acta Metallurgica* **27**, 855–862, 1979.
- [171] E. Macherauch, H.-W. Zoch: *Praktikum in Werkstoffkunde*. Springer Vieweg, Wiesbaden, 2019.



# Abbildungsverzeichnis

2.1	Übersicht über Aluminiumguss- und Aluminiumknetlegierungen. Angelehnt an [2]. . . . .	3
2.2	Binäres Zustandsdiagramm Aluminium-Silizium. Angelehnt an [3].	4
2.3	Schematische Darstellung der Prozesskammer einer PBF-LB-Anlage.	8
2.4	Schematische Darstellung des Strahlengangs des Lasers zur Fokussierung auf der Belichtungsebene. . . . .	9
2.5	Schematische Darstellung des Aufschmelzvorgangs im PBF-LB-Prozess. . . . .	10
2.6	Scanstrategie im PBF-LB-Prozess. . . . .	11
2.7	Schematische Darstellung zur Entstehung von Schweißspritzern im PBF-LB-Prozess. Angelehnt an [33]. . . . .	15
2.8	Schematische Darstellung zum Einfluss thermischer Linseneffekte auf den PBF-LB-Prozess. . . . .	17
2.9	Schematische Darstellung der Feinheit und Morphologie der sich ausbildenden Mikrostruktur in Abhängigkeit des Temperaturgradienten $G$ sowie der Wachstumsrate $R$ . Angelehnt an [65]. . . . .	22
2.10	Konstitutionelle Unterkühlung in Abhängigkeit verschiedener Temperaturgradienten in der Schmelze. Angelehnt an [65]. . . . .	23
2.11	Temperaturgradienten und Wachstumsgeschwindigkeiten entlang der Schmelzbadgrenzen. Angelehnt an [65, 67]. . . . .	24
2.12	Schematische Darstellung der Mikrostruktur von PBF-LB AlSi10Mg. Angelehnt an [68]. . . . .	25
3.1	Prozesskammer der verwendeten PBF-LB-Anlage zur Herstellung der untersuchten Probekörper. . . . .	40
3.2	Quaderförmiges Geometrieelement zur Identifikation optimaler Prozessparameter. Mit angegeben ist die Aufbaurichtung z. . . . .	41

---

3.3	Zylindrische Probekörper zur Untersuchung des Einflusses anlagenspezifischer Randbedingungen sowie der Qualität des Ausgangspulvers auf die Mikrostruktur. Mit angegeben ist die Aufbaurichtung z. . . . .	41
3.4	Makroskopische Zugprobengeometrie zur Untersuchung des Einflusses von anlagenspezifischen Randbedingungen sowie der Qualität des Ausgangspulvers auf das mechanische Materialverhalten. Mit angegeben ist die Aufbaurichtung z. . . . .	42
3.5	Kleinskalige Flachzugproben zur Analyse des lokalen Materialverhaltens. . . . .	43
3.6	Schematische Darstellung zur Lage der kleinskaligen Zugproben innerhalb der Geometrielemente. . . . .	43
3.7	Topologieoptimierter 3-Punkt Biegebalken als Demonstratorbauteil zur Untersuchung des Bauteilverhaltens. . . . .	44
3.8	Messpunkte für die thermische Anemometrie zur Charakterisierung von Inhomogenitäten in der Schutzgasströmung. . . . .	46
3.9	Aufbau zur Durchführung von Zugversuchen an kleinskaligen Zugproben. . . . .	51
4.1	Latente Wärme des Schmelz- bzw. Erstarrungsvorgangs. . . . .	55
4.2	Schematische Darstellung des Goldak-Modells für die Wärmequelle. Angelehnt an [120]. . . . .	57
4.3	Thermische Leitfähigkeit und spezifische Wärmekapazität des Feststoffs und der Schmelze. . . . .	57
4.4	Berechnete Wärmeleitfähigkeit des verwendeten Metallpulvers. . .	60
4.5	Schematische Darstellung des FE-Modells zur Belichtung einer Einzelbahn. . . . .	61
4.6	Vernetzung des FE-Modells zur Kalibrierung der Schmelzbadabmessungen. . . . .	63
4.7	Schematische Darstellung des Schichtmodells zur Belichtung einer Schicht am Beispiel eines Aufbauwinkels von $45^\circ$ . . . . .	64
4.8	Vernetzung der FE-Schichtmodelle am Beispiel eines Aufbauwinkels von $45^\circ$ . . . . .	65
4.9	Betrachtete Scanstrategien der in der Simulation belichteten Schicht.	65

---

5.1	Ermittelte Dichte in Abhängigkeit der im Rahmen der Parameterstudie variierten Prozessparameter Scangeschwindigkeit und Schraffurdistanz. . . . .	70
5.2	Lichtmikroskopische Aufnahmen der ungeätzten Probenquerschnitte zur Darstellung des Einflusses von Schraffurdistanz und Scangeschwindigkeit auf die Porosität. . . . .	71
5.3	Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrostruktur bei verschiedenen Scangeschwindigkeiten und Schraffurdistanzen. . . . .	72
5.4	Mikrohärte und Oberflächenrauheit der im Rahmen der Parameterstudie hergestellten Probekörper. . . . .	74
5.5	Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zur Untersuchung des Fokusshifts im PBF-LB-Prozess. . . . .	76
5.6	Zeitliche Entwicklung der Schmelzbadgeometrie in verschiedenen Abständen zur Belichtungsebene. . . . .	77
5.7	Zeitliche Entwicklung der Schmelzbadgeometrie bei der Belichtung in verschiedenen Positionen der Substratplatte. . . . .	78
5.8	Mittels thermischer Anemometrie ermittelte Geschwindigkeiten der Schutzgasströmung. . . . .	79
5.9	Partikelgrößenverteilung und REM-Aufnahme einzelner Pulverpartikel des im Rahmen der Arbeit verwendeten Ausgangspulvers. . .	80
5.10	Partikelgrößenverteilung und REM-Aufnahme einzelner Pulverpartikel von bereits eingesetztem Altpulver. . . . .	81
5.11	Verwendete Bauplattenlayouts zur Untersuchung des Einflusses von Prozessschwankungen auf den Werkstoffzustand. . . . .	83
5.12	Ungeätzte Schlifffbilder und daraus ermittelte Porosität repräsentativer zylindrischer Probekörper der Versuchsreihen A, B und C. . .	84
5.13	REM-Aufnahmen der Mikrostruktur von Probekörpern der Versuchsreihe A auf unterschiedlichen Bauplattenpositionen. . . . .	86
5.14	Aus REM-Aufnahmen ermittelte Verteilung der Zellgrößen für die y-Positionen 34 mm und -34 mm. . . . .	87
5.15	Ermittelte Oberflächenrauheiten der Versuchsreihen A, B und C. Mit angegeben ist die jeweilige Belichtungsreihenfolge. . . . .	88
5.16	Repräsentative Spannungs-Dehnungs-Kurven der Versuchsreihe A. . . . .	89
5.17	Zugversuchsergebnisse der Versuchsreihen A, B und C. Mit angegeben ist die jeweilige Belichtungsreihenfolge. . . . .	89

---

5.18	Ungeätzte Schlifffbilder und daraus ermittelte Porosität repräsentativer zylindrischer Probekörper der Versuchsreihe D. . . . .	90
5.19	Ermittelte Oberflächenrauheiten der Versuchsreihe D. . . . .	91
5.20	Zugversuchsergebnisse der Versuchsreihe D. . . . .	91
5.21	Ungeätzte Schlifffbilder und daraus ermittelte Porosität repräsentativer zylindrischer Probekörper der Versuchsreihen A, E und F. Die Probekörper entstammen einer Bauplattenposition von $y = 34 \text{ mm}$ .	92
5.22	Ermittelte Oberflächenrauheiten der Versuchsreihen E und F im Vergleich zur Versuchsreihe A. . . . .	94
5.23	Zugversuchsergebnisse der Versuchsreihen E und F. . . . .	94
5.24	Berechnete Aufbauraten und Energiedichten aus den optimierten Prozessparametern verschiedener Autoren [16, 20, 38, 49, 56, 70, 81, 156, 157]. . . . .	96
6.1	Schematische Darstellung der Ausrichtung auf der Bauplatte der untersuchten repräsentativen Geometrieelemente bei der Herstellung.	104
6.2	REM-Aufnahmen zur Darstellung der Mikrostruktur am Beispiel eines Geometrieelements mit einer Querschnittsfläche von $6 \times 2 \text{ mm}^2$ unter einem Aufbauwinkel von $45^\circ$ [163] (eigene Veröffentlichung). Mit angegeben ist die Aufbaurichtung z. . . . .	106
6.3	Einfluss des Aufbauwinkels, der belichteten Querschnittsfläche und der Scanstrategie auf die Zellgröße untersuchter Geometrieelemente.	107
6.4	Projektionen der minimalen Grauwerte über eine Länge von 3 mm zur Visualisierung der Porositätsverteilung der untersuchten Proben [164] (eigene Veröffentlichung). . . . .	108
6.5	Einfluss des Aufbauwinkels auf die lokale Porosität von Geometrieelementen mit einer Querschnittsfläche von $6 \times 2 \text{ mm}^2$ . . . . .	109
6.6	Schematische Darstellung eines Geometrieelements unter einem Aufbauwinkel von $45^\circ$ . Zur Verdeutlichung der Kontur- bzw. Schraffurbereiche sind die Schmelzbahnen mit angedeutet. . . . .	110
6.7	Einfluss des Aufbauwinkels auf die Härte von Geometrieelementen unterschiedlicher Querschnittsflächen. . . . .	112
6.8	Einfluss der belichteten Querschnittsfläche auf die Härte untersuchter Geometrieelemente bei einem Aufbauwinkel von $45^\circ$ . . . . .	113
6.9	Einfluss der Scanstrategie auf die Härte untersuchter Geometrieelemente mit einer Querschnittsfläche von $6 \times 2 \text{ mm}^2$ . . . . .	114

---

6.10	Mapping der Martenshärte im Konturbereich eines Geometrieelements mit einer Querschnittsfläche von $2 \times 2 \text{ mm}^2$ und einem Aufbauwinkel von $90^\circ$ . Die Schlibfbilder visualisieren die Position des Härtemappings auf der Probenoberfläche. Die Schlibfe wurden nach den Härtemessungen erneut poliert und angeätzt. . . . .	116
6.11	Einfluss der Präparation auf das Verformungsverhalten der kleinskaligen Zugproben. Die Zugproben entstammen einem Geometrieelement mit einer Querschnittsfläche von $30 \times 8 \text{ mm}^2$ und einem Aufbauwinkel von $90^\circ$ . . . . .	116
6.12	Repräsentative Spannungs-Dehnungs-Kurven kleinskaliger Zugproben aus Geometrieelementen mit einer Querschnittsfläche von $6 \times 2 \text{ mm}^2$ unter einem Aufbauwinkel von $45^\circ$ . . . . .	117
6.13	Lokale Zugversuchseigenschaften an Geometrieelementen unter verschiedenen Aufbauwinkeln mit einer Querschnittsfläche von $6 \times 2 \text{ mm}^2$ . . . . .	118
6.14	Lokale Zugversuchseigenschaften an Geometrieelementen mit verschiedenen Querschnittsflächen und Scanstrategien unter einem Aufbauwinkel von $45^\circ$ . Mit angegeben ist jeweils der horizontale Abstand zur Downskin-Fläche. . . . .	119
6.15	Ergebnisse der $\mu\text{CT}$ -Analyse kleinskaliger Zugproben aus Geometrieelementen mit einer Querschnittsfläche von $6 \times 2 \text{ mm}^2$ unter einem Aufbauwinkel von $45^\circ$ . . . . .	120
6.16	Schematische Darstellung einer porenbehafteten Probe unter axialer Zugbeanspruchung. . . . .	122
6.17	Vergleich zwischen simulierten und experimentell ermittelten Schmelzbahnabmessungen. . . . .	124
6.18	Simulierte Schmelzbahnabmessungen mit kalibrierter Goldak-Optik im Vergleich zum Experiment. . . . .	125
6.19	Erstarrungsverhalten über den Querschnitt einer Schmelzbahn im Einzelbahnmodell. . . . .	125

6.20	Simulativ ermittelte Erstarrungsraten auf der Oberfläche im mikroskopischen Bereich der Schichtmodelle für einen reinen Schraffurscan unter einem Aufbauwinkel von 45°. Die Ergebnisse zeigen einen tendenziellen Anstieg der Erstarrungsrate entlang der y-Richtung von der Downskin-Seite ( $y = -1$ mm) zur Upskin-Seite ( $y = 1$ mm). . . . .	126
6.21	Simulativ ermittelte Erstarrungsraten auf der Oberfläche im mikroskopischen Bereich der Schichtmodelle für die Kombination aus Schraffur- und Konturscan unter einem Aufbauwinkel von 45°. Die Ergebnisse zeigen einen tendenziellen Anstieg der Erstarrungsrate entlang der y-Richtung von der Downskin-Seite ( $y = -1$ mm) zur Upskin-Seite ( $y = 1$ mm). . . . .	127
6.22	Simulativ ermittelte Zellgrößen von der Downskin-Seite bis zur Upskin-Seite für einen reinen Schraffurscan in x-Richtung und y-Richtung unter einem Aufbauwinkel von 45°. Für den Schraffurscan in y-Richtung sind zum Vergleich die experimentell ermittelten Werte dargestellt. . . . .	128
6.23	Vergleich zwischen simulativ und experimentell ermittelten Zellgrößen unter verschiedenen Aufbauwinkeln. . . . .	130
6.24	Lichtmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche einer kleinskaligen Zugprobe. Die Markierung verdeutlicht eine oberflächennahe Pore [163] (eigene Veröffentlichung). . . . .	135
7.1	Projektion der niedrigsten Grauwerte über eine Länge von 5 mm. .	141
7.2	Härtemapping eines Biegebalkens der Herstellungsrouten A. In der Mitte der Halbzeuge für die Herstellungsrouten B wurde eine Härte von $132,1 \pm 2,9$ HV0,1 ermittelt. . . . .	142
7.3	Kraft-Verschiebungs-Kurven der getesteten Biegebalken. . . . .	142
7.4	Mittels digitaler Bildkorrelation ermittelte Dehnung in y-Richtung der Biegebalken während einer Belastung mit 13 kN. . . . .	143
7.5	Soll-Ist-Vergleich zur Analyse von herstellungsbedingten Abweichungen hinsichtlich der Geometrie der Biegebalken. Dargestellt ist ein Schnitt eines Biegebalkens der Herstellungsrouten A. Die Haarlinien sind vergrößert dargestellt und zeigen die Abweichung zum Vergleichsbalken der Herstellungsrouten B. . . . .	145

7.6 FE-Netz und Lastfall zur simulativen Betrachtung des Verformungsverhaltens der Biegebalken am Beispiel der Originalgeometrie. . . 146



# Tabellenverzeichnis

2.1	Anteile der wichtigsten Legierungselemente der Gusslegierung Al-Si10Mg in Gew. % nach DIN EN 1706 [4]. . . . .	5
2.2	Einfluss einer T6-Wärmebehandlung (Lösungsglühen bei 535 °C für 10 h + Auslagerung bei 155 °C für 6 h) auf die mechanischen Eigenschaften von gegossenem AlSi10Mg [6]. . . . .	5
2.3	Vergleich der Zugversuchseigenschaften vertikal aufgebauter Proben aus PBF-LB AlSi10Mg in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen. . . . .	27
4.1	Verwendete Konstanten zur Modellierung von Phasenumwandlungen.	54
4.2	Werte zur Berechnung der effektiven Wärmeleitfähigkeit des Pulvers.	59
5.1	Chemische Zusammensetzung von Neupulver, Altpulver und getrocknetem Altpulver aus AlSi10Mg in Gew.%. Mit angegeben sind die Standardabweichungen. . . . .	82
5.2	Übersicht über die durchgeführten Versuchsreihen A - F. . . . .	83
5.3	Anteile der wichtigsten Legierungselemente von Probekörpern der Versuchsreihe A in Gew.%. . . . .	86
5.4	Anteile der wichtigsten Legierungselemente von Probekörpern der Versuchsreihen E und F in Gew.%. . . . .	93
6.1	Hergestellte Geometrieelemente zur Untersuchung bauteilgeometrischer Randbedingungen auf das aus dem PBF-LB-Prozess resultierende Materialverhalten von AlSi10Mg. . . . .	104
6.2	Ergebnisse der $\mu$ CT-Analyse der untersuchten Geometrieelemente. .	109
6.3	Einfluss der Porosität auf die 0,2 %-Dehngrenze. . . . .	122
6.4	Vergleich der Ergebnisse aus kleinskaligen Zugproben mit makroskopischen Proben aus der Literatur. Die Zugprüfung erfolgte jeweils senkrecht zur Aufbaurichtung. . . . .	134
7.1	Ergebnisse der Biegeversuche. . . . .	143

7.2 Simulative und experimentelle Analyse des Verformungsverhaltens  
der Biegebalken bei einer Belastung mit 13 kN. . . . . 147

# A Eigene Publikationen

**2023**

P. Schüßler, J. Franke, **S. Czink**, S. Antusch, D. Mayer, S. Laube, T. Hanemann, V. Schulze, S. Dietrich: “Characterization of the Metal Fused Filament Fabrication Process for Manufacturing of Pure Copper Inductors.” *Materials* **16**, 6678, 2023.

**S. Czink**, V. Schulze, S. Dietrich: “Experimental investigations of Inhomogeneous Component Properties in Laser-Based Additive Manufacturing of Al-Si10Mg.” In “Proceedings of the 34th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium 2023,” 448–458. University of Texas at Austin, 2023.

E. Eimer, S. Ganguly, **S. Czink**, S. Dietrich, B. Chehab, J. Ding, S. Williams: “Effect of inter layer cold work on 2024 aluminium alloy produced by wire directed energy deposition.” *Materials Science and Engineering: A* **880**, 145272, 2023.

**S. Czink**, J. Holoch, R. Renz, V. Schulze, A. Albers, S. Dietrich: “Process-Specific Topology Optimization Method Based on Laser-Based Additive Manufacturing of AlSi10Mg Components: Material Characterization and Evaluation.” *Processes* **11**, 648, 2023.

**S. Czink**, V. Lubkowitz, S. Dietrich, V. Schulze: “Process development for the hybrid additive manufacturing of metallic structures on polymer substrates.” *Additive Manufacturing Letters* **6**, 100132, 2023.

## 2022

K. Dittmann, **S. Czink**, S. Dietrich, A. Trauth, K. A. Weidenmann: “Laser-Based Additive Manufacturing and Characterization of an Open-Porous Ni-Based Metallic Glass Lattice Structure ( $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ ).” *3D Printing and Additive Manufacturing* **11**, 2, 2022.

**S. Czink**, S. Dietrich, V. Schulze: “Ultrasonic evaluation of elastic properties in laser powder bed fusion manufactured AlSi10Mg components.” *NDT & E International* **132**, 102729, 2022.

J. Damon, **S. Czink**, P. Schübler, S. Antusch, A. Klein, S. Send, D. Dapprich, S. Dietrich, V. Schulze: “Mechanical surface treatment of EBM Ti6Al4V components: Effects of the resulting surface layer state on fatigue mechanisms and service life.” *Materials Science and Engineering: A* **849**, 143422, 2022.

L. Englert, **S. Czink**, S. Dietrich, V. Schulze: “How defects depend on geometry and scanning strategy in additively manufactured AlSi10Mg.” *Journal of Materials Processing Technology* **299**, 117331, 2022.

## 2020

J. Holoch, **S. Czink**, M. Spadinger, S. Dietrich, V. Schulze, A. Albers: “SLM-Topo - prozessspezifische Topologieoptimierungsmethode für im Selektiven Laserschmelzen gefertigte Leichtbaustrukturen.” *Industrie 4.0 Management* **36**, 4, 2020.

**2017**

L. Strassberger, A. Chauhan, **S. Czink**, J. Aktaa: “High-temperature low-cycle fatigue behavior and microstructural evolution of an ODS steel based on conventional T91.” *International Journal of Fatigue* **100**, 50-57, 2017.

**2016**

L. Strassberger, A. Chauhan, T. Gräning, **S. Czink**, J. Aktaa: “High-temperature low-cycle fatigue behavior of novel austenitic ODS steels.” *International Journal of Fatigue* **93**, 194-200, 2016.