

Charakterisierung prozess- und geometrieabhängiger Eigenschaften additiv gefertigter Bauteile aus AlSi10Mg mittels μ CT

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. Lukas Englert

Tag der mündlichen Prüfung: 22. Oktober 2024
Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Christoph Broeckmann



Dieses Werk ist lizenziert unter einer Creative Commons
Namensnennung 4.0 International Lizenz (CC BY 4.0):
<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/deed.de>

„It's impossible that the improbable will never happen.“

Emil Julius Gumbel

Kurzfassung

Die additive Fertigung komplexer Bauteile mittels des Laser-Powder-Bed-Fusion-Prozesses bietet eine große Designfreiheit bei der Fertigung metallischer Bauteile für Prototypen und Kleinserien. Die mechanischen Eigenschaften dieser Bauteile werden jedoch durch vereinzelte große Poren sowie Porenkonzentrationen und eine inhomogene Oberflächenstruktur bestimmt, die zudem von der Bauteilgeometrie und der Prozessführung abhängen. Aufgrund dieser Wechselwirkungen sind die Prozess-Struktur-Eigenschafts-Beziehungen immer noch wenig verstanden, was den Einsatz in sicherheitsrelevanten Anwendungen erschwert. Der Lokalität und Inhomogenität der Mikrostruktur kann mit einer μ CT-Charakterisierung begegnet werden. Allerdings fehlen bislang Auswertemethoden, die ein Verständnis der Wechselwirkung zwischen Scanstrategie, Geometrie und Poren- sowie Oberflächenstruktur ermöglichen.

In der vorliegenden Arbeit werden daher zunächst Auswertemethoden für μ CT-Daten entwickelt. Diese gestatten eine Untersuchung des Zusammenhangs zwischen Prozessführung und Porenarchitektur sowie eine prozessorientierte Analyse der Oberflächentopographie. Anschließend werden additiv gefertigte Testgeometrien mit verschiedenen Scanstrategien gefertigt und mit Hilfe dieser Methoden analysiert.

Für den Parameterbereich des Bahnabstandes kann erstmals nicht nur eine obere Grenze mit der Entstehung von LoF-Poren, sondern auch eine untere Grenze mit der Entstehung von instabilitätsbedingten Poren identifiziert und begründet werden. Weiterhin werden Wechselwirkungen der Scangeschwindigkeit mit der Bauteilgeometrie untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass unterschiedliche Prozessparameter, welche die Wandstärke und den Bauwinkel berücksichtigen, gewählt werden müssen, um die Porosität zu minimieren. Um eine Reduktion der

Keyhole-Poren zu erreichen, werden Scanmuster untersucht, welche die Anzahl der Endpunkte des Pfades verringern. Diese führen jedoch gleichzeitig zu einem Anstieg der LoF-Porosität. Die von der μ CT-Analyse gelieferten Daten erlauben die informierte Entwicklung eines verbesserten Scanmusters, welches gleichzeitig zu einer Reduktion der Poren an Endpunkten und LoF-Poren führt.

Die neu entwickelte Methode zur Charakterisierung von Oberflächen aus μ CT-Daten erlaubt die Auswertung von Rauheitsparametern auf der gesamten Oberfläche additiv gefertigter Bauteile, wobei die Visualisierung der Parameter auf der Geometrie das Auffinden kritischer Stellen erleichtert. Je nach Bauwinkel führt eine niedrige oder eine hohe Scangeschwindigkeit zu geringeren Rauheiten. Analog zu den Rauheitsparametern werden Parameter für die oberflächennahe Porosität eingeführt. Diese Charakterisierungsmethode wird schließlich verwendet, um den Versagensort von Probekörpern unter schwingender Beanspruchung anhand der lokalen Oberflächengüte vorherzusagen. Hierbei kann der Versagensort in 50 % der Fälle exakt bestimmt und in 13 von 14 Fällen auf eine Auswahl von zehn Orten eingegrenzt werden. Die entwickelten Methoden bieten somit einen vielversprechenden Ansatz, um das Verständnis der Prozess-Struktur-Eigenchafts-Beziehungen in der additiven Fertigung zu verbessern und damit letztlich das potenzielle Einsatzspektrum der Bauteile zu erweitern.

Danksagung

Diese Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Angewandte Materialien (IAM-WK) am Karlsruher Institut für Technologie (KIT) und wurde dankenswerterweise von der Deutschen Forschungsgemeinschaft finanziell unterstützt.

Mein Dank gilt an erster Stelle Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze für die Möglichkeit, die Arbeit am IAM-WK unter seiner Leitung durchführen zu können. Seine wertvollen Anregungen und fachkundige Betreuung haben maßgeblich zum Erfolg dieser Arbeit beigetragen. Weiterhin danke ich ihm für die Übernahme des Hauptreferats.

Außerdem danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Christoph Broeckmann herzlich für die Übernahme des Korreferats und gewissenhafte Durchsicht des Manuskripts. Mein Dank gilt auch Frau Prof. Dr.-Ing. Luise Kärger für die Übernahme des Vorsitzes.

Besonders danke ich an dieser Stelle Herrn Dr.-Ing. Stefan Dietrich für das entgegengebrachte Vertrauen und die vielen fachlichen und allgemeinen Gespräche. Seine lockere Art Probleme anzugehen, lies manche Aufgabe viel leichter lösbar erscheinen. Auch meinen Kolleginnen und Kollegen aus der Abteilung Fertigung und Bauteilverhalten danke ich für die vielen Gespräche und Diskussionen sowie die hilfreiche Zusammenarbeit.

Mein Dank gilt auch allen Studierenden, die als wissenschaftliche Hilfskräfte oder im Rahmen ihrer Bachelor- oder Masterarbeiten zur erfolgreichen Durchführung dieser Arbeit beigetragen haben: Amelie Hamm, Markus Menschow, Keanu Engelskirchen, Samuel Meyer, Maximilian Ruf, Antonia Ausländer und Katharina Schuster.

Außerdem danke ich allen Mitarbeitern vom IAM-WK, die mir bei verschiedenen Aufgaben geholfen haben. Dabei möchte ich mich besonders für die stets kompetente Hilfe seitens der Techniker bedanken. Weiterhin möchte ich Benedikt Scheuring und Christoph Breuner für die Hilfe bei der Durchführung der Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskopie danken.

Außerdem möchte ich mich bei meinem „interinstitutionellen Freundeskreis“: Christoph Kempf (IPEK), Marius Gerdes (ITIV), Julia Schulte-Hermann (IMT) und Anselm Heuer (IAM-WK) für die zahlreichen inspirierenden Diskussionen und motivierenden Gespräche bedanken. Meinem Bürokollegen Anselm Heuer danke ich dabei besonders für die vielen fachlichen Diskussionen in unserem Premiumbüro, durch die wir beide auch sicherlich viel über das jeweilige andere Forschungsthema gelernt haben. Nicht zuletzt danke ich ihm für seinen Beitrag zu unserer gemeinsamen Arbeit, den CT-Scan als eigenständige Kunstform zu etablieren.

Meinen Eltern bin ich zutiefst dankbar für die gesamte Unterstützung in meinem Werdegang. Schließlich gebührt mein Dank meiner Frau Anna-Lena für ihre große Unterstützung und den Rückhalt, die mir beim Anfertigen dieser Arbeit geholfen haben.

Karlsruhe, im Oktober 2024

Lukas Englert

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Motivation	1
1.2	Ziele	2
2	Grundlagen	5
2.1	Laser-Powder-Bed-Fusion-Prozess	5
2.1.1	Grundlagen	5
2.1.2	Poren in PBF-LB-Bauteilen	9
2.1.3	Oberflächentopographie von PBF-LB-Bauteilen	19
2.1.4	Mechanische Eigenschaften von PBF-LB AlSi10Mg	25
2.2	μ CT-Analyse von PBF-LB-Bauteilen	29
2.2.1	Mikrocomputertomographie	29
2.2.2	Porosität	32
2.2.3	Oberfläche	36
2.3	Forschungslücke	40
3	Material und Methoden	41
3.1	Material	41
3.2	Probengeometrien	41
3.3	Probenherstellung	43
3.3.1	Slicing	43
3.3.2	Additive Fertigung	44
3.4	Mikrocomputertomographie	44
3.4.1	Aufnahmegerät	44
3.4.2	Bildverarbeitung	45
3.5	Ermüdungsversuche	46

3.6	Materialographische Untersuchungen	46
3.7	Bruchflächenuntersuchung	47
3.8	Hydrostatische Dichtemessung	47
3.9	Konfokalmikroskopie	48
4	μCT-Analysealgorithmen für die additive Fertigung	49
4.1	G-code Analyse und Visualisierung	49
4.2	G-code Generierung und Manipulation	51
4.3	G-code Korrelation mit μCT-Daten	53
4.3.1	Korrelation mit 3D-Morphologiedeskriptoren	53
4.3.2	Korrelation mit 2,5D-Morphologiedeskriptoren	58
4.4	Oberflächenanalyse	61
5	Ergebnisse	67
5.1	μCT-Untersuchung der Porosität	67
5.1.1	Einfluss der Prozessparameter	67
5.1.2	Einfluss des Scanmusters auf die Porosität	73
5.1.3	Schichtübergreifende Variation des Scanmusters	78
5.2	Korrelative Auswertung von Defekten mit Pfadmerkmalen	81
5.2.1	Ausrichtung	81
5.2.2	Verteilung nach Pfadlänge	85
5.3	μCT-Untersuchung der Oberflächentopographien	88
5.3.1	Untersuchte μCT-Daten	88
5.3.2	Validierung der μCT-Messung	89
5.3.3	Einstellung der Analyseparameter	91
5.3.4	Analyseergebnisse	93
5.3.5	Einfluss der Scanparameter	96
5.4	Korrelation zwischen Oberflächentopographie und Ermüdung	99
5.4.1	Analyse der Probenoberfläche	99
5.4.2	Ermüdungsversuche	102
5.4.3	Versagensverhalten und Bruchbilder	103
5.4.4	Untersuchung von Korrelationen	105

6 Diskussion	113
6.1 Porosität im PBF-LB-Prozess	113
6.1.1 Prozess-Porenmorphologie Beziehungen	113
6.1.2 Scanstrategie - Geometrie Wechselwirkungen	115
6.2 Verbesserte Einstellung der Scanstrategie	120
6.2.1 Platzierung der Scanpfade	120
6.2.2 Lokale Einstellung der Parameter	121
6.3 Pfadkorrelative Porencharakterisierung	122
6.3.1 Interpretation der Ergebnisse	122
6.3.2 Zuordnung von Poren zu Pfaden	124
6.3.3 Vergleich der 3D- und 2.5D-Korrelation	125
6.4 μ CT-Charakterisierung von PBF-LB-Oberflächen	127
6.4.1 Automatisierte Oberflächencharakterisierung	127
6.4.2 Oberflächennahe Poren	130
6.4.3 Variation der Oberflächenqualität	131
6.4.4 Statistische Betrachtung der Oberfläche	133
6.5 Schwingend beanspruchte PBF-LB-Oberflächen	140
6.5.1 Lastabhängiges Versagensverhalten	140
6.5.2 Oberflächenabhängigkeit der Lebensdauer	141
6.5.3 Identifikation kritischer Defekte	143
7 Zusammenfassung	145
Literaturverzeichnis	149
Eigene Publikationen	179
Abkürzungs- und Symbolverzeichnis	183
A Anhang	183
A.1 Darstellungen der Porenstrukturen	183
A.2 Porenausrichtungen	185
A.3 Versagensorte	186
A.4 Verteilungsparameter	187

1 Einleitung

1.1 Motivation

Durch Fortschritte in der erzeugten Bauteilqualität gewinnt die additive Fertigung in der Industrie zunehmend an Bedeutung. Während vor einigen Jahren noch die Herstellung von Prototypen das Haupteinsatzgebiet der additiven Fertigung war, werden heute immer mehr Bauteile bis hin zu Kleinserien additiv gefertigt. Den Vorteilen in Bezug auf die realisierbare Bauteilkomplexität stehen jedoch noch immer unzureichende Kenntnisse der Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehungen gegenüber, wodurch eine genaue Beurteilung der Bauteilqualität und der Einsatz in sicherheitsrelevanten Anwendungen verhindert wird.

Die relative Dichte von mittels Laser-Pulverbettverfahren (engl. Powder Bed Fusion - Laser Beam (PBF-LB), auch synonym als LPBF oder SLM bezeichnet) gefertigten Bauteilen liegt im Allgemeinen bei nahezu 100 %, dennoch stellen Defekte nach wie vor ein Hindernis bei der Adaption der PBF-LB in der Industrie dar. Die Defekte in PBF-LB gefertigten Teilen sind inhomogen verteilt und weisen eine von der speziellen Herstellungsstrategie abhängige Defektcharakteristik auf. Genauso sind die Struktur und Qualität der Bauteiloberflächen nicht nur bauwinkelabhängig, sondern besitzen zusätzlich bislang nicht erforschte Inhomogenitäten bei nominell gleichen Geometrien und Prozessparametern. In verschiedenen Anwendungen, wie beispielsweise bei schwingenden Beanspruchungen oder bei bestimmten Ansprüchen an die Funktionserfüllung der Bauteiloberfläche, führen diese nicht reproduzierbaren Defektverteilungen zu starken Streuungen im mechanischen Verhalten. Insbesondere das unzureichende Verständnis

der Zusammenhänge zwischen Fertigungsparametern, Bauteilgeometrie und Defektstruktur erschwert den zuverlässigen Einsatz von PBF-LB-Bauteilen.

Um die dreidimensionale Defektstruktur in additiv gefertigten Bauteilen zu charakterisieren, hat sich die Mikrocomputertomographie (μ CT) als geeignet erwiesen. Dabei liefern μ CT-Messungen eine volumetrische Abbildung relativ zum Absorptionskoeffizienten an jedem räumlichen Punkt im untersuchten Objekt. In dieser sehr großen Datenmenge liegen verschiedenste Merkmale vor, die für materialwissenschaftliche Fragestellungen in der additiven Fertigung von Interesse sind. Die bislang ungeklärten Fragen hierbei sind zum einen, wie aus diesen Rohdaten auf die Fertigungsstrategie bezogene, interpretierbare Daten gewonnen werden können, und zum anderen, wie die gewonnenen Daten hinsichtlich des späteren Bauteilverhaltens zu bewerten sind.

1.2 Ziele

Um ein umfassendes Verständnis des Einflusses der Fertigung auf das Bauteilverhalten im PBF-LB gefertigter Strukturen zu erlangen, muss die Porenarchitektur sowie die Struktur der Oberfläche verstanden werden. Im Rahmen dieser Arbeit sollen μ CT-Messungen die Daten liefern, die die Basis dieses Verständnisses liefern. Aufgrund der großen Datenmengen, die im μ CT gemessen werden, ist es ein Ziel der Arbeit, neue Methoden zu erforschen, die es ermöglichen, hilfreiche Merkmale aus den Messdaten zu extrahieren und damit zum Prozessverständnis beizutragen. Dafür müssen sowohl μ CT-Daten visualisiert und analysiert werden, als auch Zusammenhänge mit den Prozessdaten durch statistische Korrelation und ähnliche Verfahren zugänglich gemacht werden. Die durch diese Herangehensweise gewonnenen Daten sollen anschließend ausgewertet werden und hinsichtlich ihrer Bedeutung für das Verständnis von Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehungen im PBF-LB diskutiert werden.

Durch Variationen der Scanstrategie sollen schließlich auch potenzielle Verbesserungen für den Prozess hinsichtlich Porosität und Oberfläche anhand der neu entwickelten Methoden evaluiert und validiert werden.

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich daher damit, wie der Zusammenhang zwischen Fertigung und Bauteilzustand in PBF-LB-Bauteilen aus AlSi10Mg mittels Mikrocomputertomographie verstanden werden kann, um der Lokalität der untersuchten Merkmale gerecht zu werden und so die Mechanismen der Entstehung der Inhomogenitäten aufzuklären. Erst dieses Verständnis wird es erlauben, in Zukunft gewünschte Eigenschaften im Prozess verlässlich einstellen zu können.

2 Grundlagen

2.1 Laser-Powder-Bed-Fusion-Prozess

Das PBF-LB-Verfahren hat sich in den letzten Jahren in Industrie und Forschung als Verfahren zur additiven Fertigung von Metallbauteilen etabliert [1]. Es bietet eine präzise Fertigung komplexer und anspruchsvoller Bauteile, wobei statische mechanische Eigenschaften gegossener Bauteile erreicht oder übertroffen werden können [2].

2.1.1 Grundlagen

Maschine und Ablauf des Prozesses

Der PBF-LB-Prozess setzt sich aus verschiedenen Einzelschritten von der CAD-Datei bis zum fertigen Bauteil zusammen. Zunächst wird aus der CAD-Datei eine STL (Standard Tessellation Language) Datei berechnet. Diese STL-Datei approximiert die Oberfläche des zu fertigenden Körpers mithilfe von Dreiecksfacetten. Jedes Dreieck in der STL-Datei wird dabei durch drei Eckpunkte und einen Normalenvektor beschrieben. Durch die verwendeten Dreiecksfacetten können gekrümmte Oberflächen nur angenähert werden. Um Diskretisierungsartefakte im fertigen Bauteil zu vermeiden, müssen die Abweichungen durch die Dreiecksfacetten daher kleiner als die Prozessauflösung im PBF-LB sein. Die STL-Datei wird anschließend in eine sogenannte „Slicer“ Software geladen. In dieser Software wird die zu fertigende Geometrie positioniert, ausgerichtet und es werden

Einstellungen für den Fertigungsprozess vorgenommen. Der Slicer berechnet anschließend unter Berücksichtigung der Vorgaben eine Trajektorie für den Laser und speichert diese Daten in einer maschinenlesbaren Datei, beispielsweise einer „G-code“ Datei, ab. Danach wird die Datei in der Maschinensteuerung geladen, welche anhand der Anweisungen in der Datei die Maschinenelemente, wie die Spiegel und den Rakel, steuert.

Der schematische Aufbau einer PBF-LB-Anlage ist in Abb. 2.1 dargestellt. Die Maschine wird mit Metallpulver gefüllt und der Bauraum mit Schutzgas geflutet. Als Schutzgas, welches über die Prozesszone strömt, um Nebenprodukte, Schmauch und Spritzer aus der Prozesszone zu entfernen, wird üblicherweise Argon verwendet. Anschließend beginnt der eigentliche Prozess. Zunächst trägt eine Rakel schichtweise Pulver auf eine Bauplatte auf. Je nach Maschine kann das Pulver dabei aus einem über der Rakel gelegenen Behälter zugeführt werden, oder das Pulver wird aus einem Vorratszylinder nach oben befördert und von der Rakel über der Bauplatte verteilt. Die Nenn-Schichtdicke des Pulvers wird dabei von der Maschinensteuerung der Anlage festgelegt. Durch den Dichteunterschied zwischen der aufgerakelten Pulverschüttung und dem umgeschmolzenen Metall ergibt sich eine von der Nenn-Schichtdicke abweichende Effektiv-Schichtdicke, da die in der letzten Schicht umgeschmolzenen Bereiche durch die Verdichtung eine geringere Höhe aufweisen [3, 4].

Über einen Galvo-Scanner wird nun ein Laserfokuspunkt nach einer vorgegebenen Bahn über die Bauplatte bewegt, um die Geometrie des Bauteils in der

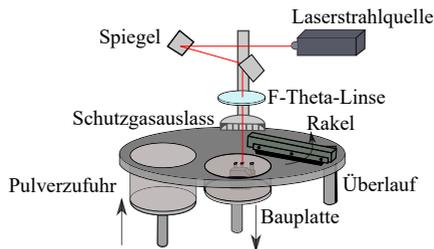


Abbildung 2.1: Schematischer Aufbau einer PBF-LB-Anlage.

aktuellen Schicht zu erschmelzen. Zum Einsatz kommt hierbei meist ein Faserlaser [2]. Der Laserstrahl wird dabei durch eine F-Theta-Linse auf der Bauebene fokussiert oder die Fokussierung wird dynamisch durch eine motorisierte Fokussiereinheit angepasst. Um eine stoffschlüssige Verbindung zwischen der neu aufgebrauchten Schicht und den darunter liegenden Schichten zu erzeugen, erreicht das vom Laser erzeugte Schmelzbad eine größere Tiefe als die Schichtdicke des aufgebrauchten Pulvers.

Scanstrategien

Die Belichtung jeder Schicht erfolgt nach im Slicer definierten Regeln. Bislang ist der Begriff der Scanstrategie noch nicht eindeutig in Normen definiert [5]. Im Rahmen dieser Arbeit wird unter der Scanstrategie die Gesamtheit von Scanparametern, Scanmuster und Scanreihenfolge verstanden.

Scanparameter

Die Scanparameter umfassen die Parameter, die über den G-code an die Maschine im Betrieb übergeben werden, um die Fertigung des Baujobs zu steuern. Diese beinhalten im Wesentlichen die Laserleistung P , den Laserspotdurchmesser d_{Fokus} , den Bahnabstand h , die nominelle Schichthöhe t und die Scangeschwindigkeit v_{scan} . Einige Parameter sind in Abb. 2.2 schematisch dargestellt.

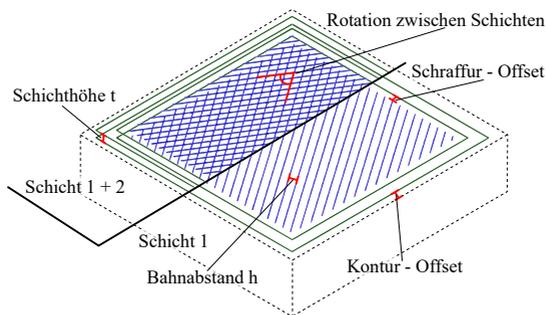


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung der Scanparameter.

Scanmuster

Der Slicer zerteilt die Geometrie der STL-Datei in 2D Schnitte der gegebenen Schichtdicke entlang der Baurichtung, die anschließend in Bahnen (auch als Scanvektoren bezeichnet) abgerastert werden. Das Scanmuster bezeichnet die Wahl der Anordnung dieser Bahnen und der Reihenfolge, mit der diese belichtet werden. Dabei steht in unterschiedlichen Slicern eine Vielzahl von Möglichkeiten zur Verfügung, das Scanmuster zu definieren. Eine systematische Einteilung der Scanmuster kann nach Bi et al. in drei Kategorien anhand ihrer Generierung vorgenommen werden:

- richtungsparallele Pfade
- konturparallele Pfade
- raumfüllende Kurven [6].

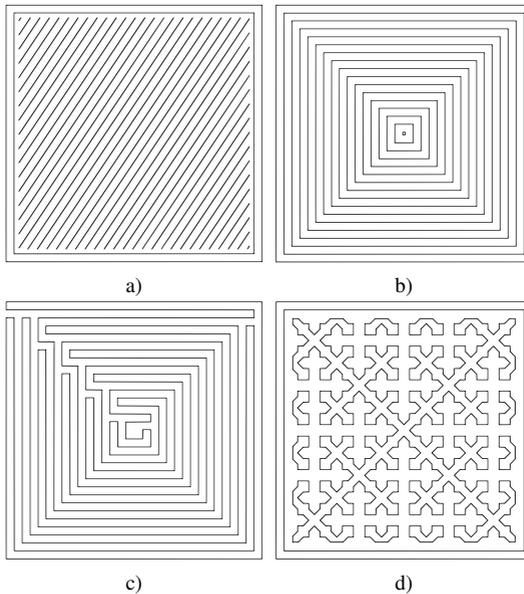


Abbildung 2.3: Beispielhafte Darstellung von Scanmustern a): Zwei Konturbahnen und schichtweise rotierende Schraffur, b): konzentrische Pfade, c): Spirale, d): raumfüllende Kurve.

Abb. 2.3 zeigt exemplarisch einige verbreitete Scanmuster. Das in Abb. 2.3a) dargestellte Muster, bei dem zwei Konturbahnen gescannt und das Bauteilinnere schraffiert werden, ist den richtungsparallelen Mustern zuzuordnen. Die Schraffur wird üblicherweise in jeder Schicht um einen festen Winkel rotiert. Das konzentrische bzw. nur Konturbahnenmuster (Abb. 2.3b)) und das Spiralmuster (Abb. 2.3c)) sind den konturparallelen Pfaden zuzuordnen. Abb. 2.3d) zeigt schließlich ein Muster, das aus einer raumfüllenden Kurve entstanden ist. Ein weiterer Freiheitsgrad besteht darin, die Belichtungsreihenfolge einzustellen, d.h. ob beispielsweise zuerst die Schraffur oder zuerst die Konturbahnen belichtet werden.

2.1.2 Poren in PBF-LB-Bauteilen

Durch verschiedenste Einflüsse während der Herstellung sind PBF-LB-Bauteile porenbehaftet. Da die beinhalteten Poren die Werkstoffeigenschaften und spätere Bauteilfunktion beeinflussen, ist die Charakterisierung der auftretenden Poren und die Aufklärung der Mechanismen, die die Ausbildung der Poren bestimmen, von großem Interesse.

Klassifikation von Poren

Die im PBF-LB-Prozess entstehenden Poren können nach ihrer Entstehung allgemein in vier Kategorien unterteilt werden [7–11]:

- Gasporen
- Keyhole-Poren
- Lack-of-Fusion-Poren
- Poren durch Instabilitäten

Abb. 2.4 zeigt eine schematische Darstellung der Porenkategorien anhand ihres Erscheinungsbilds. Weiterhin können Poren auch nach ihrer Morphologie unterschieden werden [12, 13]. Dabei wird üblicherweise zwischen sphärischen und

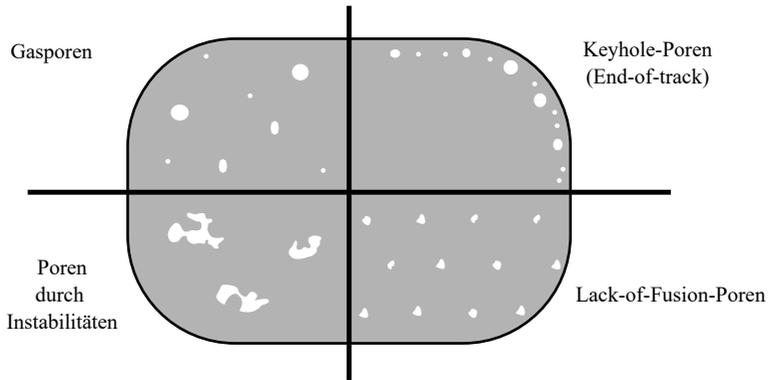


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung der Porenkategorien.

nicht-sphärischen bzw. irregulären Poren unterschieden. Keyhole- und Gasporen sind dabei eher den sphärischen Poren zuzuordnen und Lack-of-Fusion-Poren (LoF-Poren) und Poren durch Instabilitäten eher den irregulären Poren.

Neben den im Folgenden detailliert erläuterten Kategorien von Poren, existieren noch weitere Ursachen der Porenentstehung, worüber die VDI Richtlinie 3405 Blatt 2.8 einen guten Überblick gibt [14]. Zum Beispiel können Fehler in der Maschinenbedienung Poren verursachen, die in der Regel kritische Auswirkungen auf das Bauteilverhalten bewirken. Dabei handelt es sich beispielsweise um Fehler wie eine inkorrekt montierte bzw. beschädigte Rakel oder eine fehlerhafte Pulverzuführung. Diese Defekte liegen nicht im Fokus der Arbeit, da ihre Ursache in der Bedienung der Maschine und nicht in der Prozessführung zu finden ist.

Mechanismen der Porenentstehung

Gasporen: Kempen et al. beschrieben den Einschluss von Gasen während der Erstarrung des Schmelzbadens als Ursache für das Auftreten von Gasporen [15, 16]. Diese können sowohl durch Inertgas zwischen den Pulverpartikeln als auch durch bereits im Pulver enthaltene Gasporen entstehen. Weiterhin wurde das Verdampfen von Metall bzw. auch die selektive Verdampfung von

Legierungselementen wie Mg im Falle von AlSi10Mg oder die Zersetzung von Oxiden im Pulver als Ursache der Gasporen genannt. Aboulkhair et al. fanden insbesondere eine Zunahme der Gasporosität bei niedriger Scangeschwindigkeit [9]. Eine Auswertung der Zusammensetzung des in Gasporen eingeschlossenen Gases von Weingarten et al. ergab, dass das Gas hauptsächlich aus H_2 besteht und lediglich geringe Anteile an N_2 , Ar und weiteren Gasen enthält [7]. Die Autoren identifizierten durch eine Analyse des Pulvers Feuchtigkeit auf der Oberfläche des Pulvers als wichtigste Quelle von H_2 . Das H_2O reagiert dabei mit dem Aluminium zu Al_2O_3 und H_2 . Durch Verdampfungs- und Umschmelzvorgänge in weiteren Schichten werden die gebildeten Oxide teilweise wieder zersetzt und aus dem Werkstoff entfernt [17]. Weingarten et al. beschrieben den Entstehungsmechanismus der Gasporen folgendermaßen: Infolge des Energieeintrags durch den Laser löst sich H_2 in der Schmelze. Da die Löslichkeit von H_2 im erstarrten Aluminium zehnmal geringer ist als in der Schmelze, kommt es zu einer Anreicherung von H_2 an der Erstarrungsgrenze. Übersteigt der H_2 -Gehalt die Löslichkeit in der Schmelze, kommt es zur Keimbildung und zum Wachstum von Poren, die bei der Erstarrung der Schmelze zurückbleiben.

Weiterhin konnten Weingarten et al. nachweisen, dass die Gasporosität bei mittleren Scangeschwindigkeiten am höchsten ist und sowohl durch sehr niedrige als auch durch sehr hohe Geschwindigkeiten reduziert werden kann. Die teilweise Reduktion der Gasporosität durch höhere Scangeschwindigkeiten wurde damit erklärt, dass die Erstarrungsgeschwindigkeit so hoch ist, dass die Nukleation von Gasblasen verhindert wird und H_2 zwangsgelöst im erstarrten Material verbleibt. Darüber hinaus wurde auch die Marangoni-Konvektion für diesen Effekt verantwortlich gemacht. Von thermischen Gradienten hervorgerufene Oberflächenspannungsgradienten werden zusätzlich durch im Schmelzbad entstehende chemische Gradienten durch teilweises Verdampfen von Legierungselementen wie z.B. Mg beeinflusst, was zu umgekehrten Oberflächenspannungsgradienten führen kann. Diese Änderung des Oberflächenspannungsgradienten führt wiederum zu einer Änderung des Schmelzeflusses, der H_2 reiche Schmelze an die Oberfläche transportiert, wo das H_2 leichter ausgasen kann. Jedoch kann auch eine sehr niedrige Scangeschwindigkeit zu einer Reduzierung der Gasporosität

führen, da die Schmelze länger flüssig bleibt und somit mehr Zeit für den Aufstieg und das Entweichen der Gasblasen zur Verfügung steht, bevor die Schmelze erstarrt. Dieser Mechanismus gilt jedoch nur für Poren, die weit genug von der Erstarrungsgrenze entfernt sind, da nur dort genügend Zeit für den Aufstieg zur Verfügung steht. Die zur Verfügung stehende Zeit wird durch die Zeit bestimmt, in der das Material an einer Stelle flüssig ist, während die für das Ausgasen benötigte Zeit durch die Geschwindigkeit des Aufstiegs der Pore und durch die Temperatur der Schmelze bestimmt wird. Durch Verwendung eines getrockneten Pulvers konnte eine Reduktion der Gasporosität unabhängig von den verwendeten Scanparametern erreicht werden [7].

Keyhole-Poren: Im PBF-LB-Prozess werden die Bereiche der Prozessführung nach den aus dem Laserschweißen bekannten Bereichen unterschieden: Wärmeleitungsmodus, Übergangsmodus und „Keyhole-Modus“ [11]. Vereinfacht kann der vorliegende Modus anhand der aus Schliffbildern rekonstruierten Schmelzbadform beurteilt werden. Nach Zhao et al. kann eine solche Auswertung jedoch keine Information über die Intensität der in jedem Modus vorliegenden Verdampfung des Materials geben, weshalb diese mittels Hochgeschwindigkeitsröntgenaufnahmen untersucht werden muss [11]. Für die Entstehung von sog. Keyhole-Poren ist die bei hohem Energieeintrag durch den Laser entstehende Dampfkapillare, die durch Mehrfachreflexionen des Laserstrahls eine höhere Energieabsorption im Material verursacht, verantwortlich [18–21]. Die Stabilität dieser Dampfkapillare beruht auf einem Kräftegleichgewicht, das durch kleine Abweichungen in den Prozessbedingungen gestört werden kann, was zu einem Kollaps der Dampfkapillare führt [22, 23]. Dabei bleiben Poren entlang des Pfades zurück [16, 24].

Diese dynamischen Effekte wurden von verschiedenen Autoren unter Verwendung von Hochgeschwindigkeitsröntgenaufnahmen untersucht [25–27]. Dazu wurde die Ausbildung des Schmelzbades bei niedrigen Laserleistungen (im Wärmeleitungsmodus) mit der Ausbildung bei hohen Laserleistungen (im Keyhole-Modus) verglichen. Insbesondere bei hohen Leistungen wurde Materialauswurf beobachtet, der zu einer großen Pore am Grund des Schmelzbades führte [25]. Durch die Röntgenaufnahmen konnte weiterhin beobachtet werden, dass die Poren nach dem Abtrennen von der rückseitigen Wand der Dampfkapillare durch

einen Druckausgleich zunächst wachsen. Bei der Annäherung der Erstarrungsfront an die Poren schrumpfen diese nun wieder, was durch die Kondensation des Metaldampfs erklärt wurde, die der Eindiffusion von Wasserstoff entgegenwirkt [21].

Das gehäufte Auftreten von Poren im Bereich zwischen Schraffur und Konturbahnen ist auf die Entstehung von Poren beim Kollaps der Dampfkapillare am Ende der Scanbahn zurückzuführen [18]. Durch die Erhöhung des Energieeintrags durch das Abbremsen des Laserfokuspunktes kommt es zu einer Vertiefung der Dampfkapillare, welche am Ende einer Scanbahn in unkontrollierter Weise kollabiert. Martin et al. untersuchten den Mechanismus der Entstehung von Keyhole-Poren am Ende einzelner Bahnen mittels Hochgeschwindigkeitsröntgenaufnahmen [26]. Bei der Deaktivierung des Lasers oder dem Abbremsen und Entfernen des Laserfokuspunktes vom Ende einer Bahn fließt geschmolzenes Material in die vorher entstandene Dampfkapillare und hindert darin enthaltenes Gas am Entweichen, wodurch eine Keyhole-Pore entsteht.

Lack-of-Fusion-Poren: Poren, die durch unzureichendes Umschmelzen des Pulverbetts entstanden sind, sogenannte Lack-of-Fusion-Poren, können auf verschiedene Ursachen zurückgeführt werden. Aboulkhair et al. beschrieben das Entstehen von LoF-Poren durch das Überschreiten eines kritischen Bahnabstands [9]. Durch das im Verhältnis zum Bahnabstand zu kleine Schmelzbad bleiben Hohlräume im Bauteil zurück, die teilweise mit Pulver gefüllt sind. Die LoF-Poren besitzen dabei eine geringe Sphärizität, wobei sich die Form aus der Orientierung der Scanbahnen in den benachbarten Schichten ergibt [28, 29]. Durch eine ungünstige Platzierung der Scanbahnen über mehrere Schichten hinweg, kann es auch zur Verbindung von Defekten und damit zu vertikal ausgerichteten Defekten kommen [30].

Eine weitere Ursache von LoF-Defekten stellt eine durch Gasströmungen gestörte Pulverschüttung dar [31–34]. Die Verdampfung des Metalls im Laserfokuspunkt verursacht eine nach oben gerichtete Strömung, weshalb eine laterale Scherströmung durch nachströmendes Schutzgas entsteht, welche Pulverpartikel mitreißt. Um die benachbarten Bahnen der bereits belichteten Bahn kommt es dadurch zu einer Freilegung der zuletzt erstarrten Schicht. Der Mangel an Pulver kann zur Entstehung von am Pfad ausgerichteten LoF-Poren führen.

Poren durch Instabilitäten: Verschiedene Autoren beschrieben das Auftreten von „Balling“, das zu unregelmäßigen Oberflächenstrukturen führt [8, 9, 16, 35, 36]. Das Balling wird von der Plateau-Rayleigh-Instabilität ([37]) verursacht, welche das Zerfallen eines zylindrischen Fluids in mehrere Tropfen beschreibt. Aus der Theorie folgt für den Prozess insbesondere, dass lange, dünne Schmelzbäder leicht in Tropfen zerfallen. Das kritische Aspektverhältnis von Länge zu Durchmesser liegt hierbei für die Annahme von zylindrischen Schmelzbädern in der Theorie bei dem Wert π [38]. Für das Auftreten der Instabilität werden insbesondere eine zu hohe Scangeschwindigkeit, welche einen direkten Einfluss auf das Länge zu Durchmesser Verhältnis des Schmelzbad hat, wie auch ein Oxidfilm, der die Benetzung der darunterliegenden Schicht mit der Schmelze erschwert, verantwortlich gemacht [39–41]. In Folge der gestörten Oberflächenstruktur wird zum einen eine ungleichmäßige Schicht mit Zwischenräumen gebildet, zum anderen erschwert sich durch die tropfenförmigen Materialanhäufungen das Aufrakeln der nächsten Pulverschicht, was wiederum zu Poren führen kann [42].

Scanstrategie

Die Mechanismen der Entstehung von Poren hängen, wie im vorangegangenen Abschnitt erläutert, in komplexer und nichtlinearer Weise von den Prozessparametern ab. Das Zusammenwirken der verschiedenen Effekte im Schmelzbad, wie bspw. unvollständiges Aufschmelzen, Marangoni-Konvektion infolge der sich ausbildenden Oberflächenspannungsgradienten, Partikelspritzer durch Materialverdampfung und Entzug von Pulver, ist der entscheidende Faktor für dichte Bauteile und kann durch Variation der Prozessparameter eingestellt werden [11].

Zur Einstellung der Parameter für einen möglichst porenarmen Zustand wird in der Literatur meist eine Kombination von Versuchen an einzelnen Scanbahnen und an Würfeln verwendet. Dabei wird an den Einzelbahnen zunächst ein Parameterfeld ermittelt, in dem ein stabiles Schmelzbad vorliegt und anschließend Würfel durch weitere Variation der Scanstrategie hinsichtlich ihrer relativen Dichte optimiert [9, 10, 43]. Um den Parameterraum für Untersuchungen zu verkleinern, wurden kombinierte Parameter, wie beispielsweise die volumetrische-

oder Linienenergiedichte, von verschiedenen Autoren eingesetzt [43–46]. Wie von Bertoli et al. und Prashanth et al. gezeigt wurde, sind aggregierte Parameter nicht uneingeschränkt zur Beschreibung des Prozessfensters geeignet, weshalb im weiteren Verlauf der Arbeit auf die Verwendung dieser Parameter verzichtet wird [47, 48]. Alternativ dazu wurden Prozesskarten erstellt, um die Morphologie der Einzelbahnen bei verschiedenen Prozesseinstellungen zu charakterisieren [35, 49, 50]. So fanden Kempen et al. für AlSi10Mg sowohl bei zu niedrigen Scangeschwindigkeiten irreguläre Schmelzbäder als auch bei zu hohen Scangeschwindigkeit das Auftreten des „Balling“ Phänomens [16]. Das Prozessfenster für stabile Schmelzbäder ließ dabei mit steigender Laserleistung ein breiteres Fenster an Scangeschwindigkeiten zu. Niedrige Scangeschwindigkeiten und hohe Laserleistungen sorgten dabei für breitere und tiefere Schmelzbäder.

Bei der Untersuchung von dreidimensionalen Proben unterscheidet sich das Prozessfenster von den im Einzelbahnversuch gefundenen Werten. Die Bahnen in dreidimensionalen Proben liegen so nahe beieinander, dass es zu einer Überlappung der Schmelzbäder kommt. Darüber hinaus führt die Restwärme der zuvor umgeschmolzenen Einzelbahn zu veränderten Bedingungen in den benachbarten Bereichen. Grundsätzlich finden sich jedoch beim Aufbau von Würfeln ähnliche Einflüsse der Prozessparameter wie bei den Einzelspurversuchen [41]. Nach Chen et al. sollte (bei konstanter Laserleistung von 180 W) die Scangeschwindigkeit in einem mittleren Bereich (700 mm s^{-1} - 1200 mm s^{-1}) gewählt werden, um Bauteile möglichst hoher Dichte zu erhalten [51]. Die genauen Parameterwerte sind dabei immer wechselseitig abhängig, sodass ein Satz an Parametern aufeinander abgestimmt werden muss [52]. Zu hohe Bahnabstände führen wie oben beschrieben zu LoF-Poren, wobei offene Fragen hinsichtlich der unteren Grenze der Bahnabstände bestehen [53].

Auch das Scanmuster beeinflusst die Verteilung und Morphologie der Poren [45, 54]. Mancisidor et al. untersuchten die Verteilung von Poren in Probekörpern, die mittels des „Stripes“ Scanmusters, das den abzurasternden Bereich in mehrere einzelne Schraffuren aufteilt, hergestellt wurden [45]. An den Wendepunkten innerhalb des Bauteils, aber auch zwischen Schraffur und Kontur kam es dabei vermehrt zur Entstehung von Poren. Parry et al. variierten die Orientierung des Schraffurmusters für ein quaderförmiges Bauteil in einer thermo-mechanischen

Simulation [55]. In den Ecken des Bauteils kam es besonders dann zu einer Überhitzung, wenn die Schraffur diagonal orientiert war, was sehr kurze Scanvektoren in den Ecken zur Folge hatte. Auch Javidrad et al. empfahlen eine Reduktion der eingebrachten Energie bei kurzen Scanvektoren, um eine Wärmekonzentration und die Entstehung von Gasporen zu vermeiden [56].

Giganto et al. untersuchten die Auswirkungen verschiedener Scanmuster auf die Verteilung von Poren in 17-4PH Stahl [57]. Dazu wurden Probekörper mit dem Schraffurmuster, konzentrischem Muster und einem hexagonalen Schachbrettmuster hergestellt. Während das Schraffurmuster und das hexagonale Schachbrettmuster zu ähnlichen Porositätswerten führten, resultierte das konzentrische Muster in den niedrigsten Porositätswerten, jedoch auch gleichzeitig in den größten Poren. Diese großen Poren wurden auf Stellen zurückgeführt, an denen sich die Richtung des Laserpfads abrupt ändert. Valente et al. verglichen die Auswirkungen des Schraffurmusters mit denen des Schachbrettmusters auf die Porosität in PBF-LB gefertigtem Ti6Al4V [58]. Das Schachbrettmuster führte dabei sowohl zu einer höheren Porosität als auch zu mehr irregulären Poren. Sebastian et al. generierten große, zusammenhängende Schmelzbäder in IN718 durch die Verwendung von Hilbert Kurven als Scanmuster, wobei die Auswirkungen auf die Defektstruktur nicht untersucht wurden [59]. Catchpole-Smith et al. konnten durch Anwendung von auf raumfüllenden Kurven basierenden Scanmustern wie der Hilbert oder der Peano-Gosper Kurve die Porosität in einer Nickelbasislegierung reduzieren, wobei die Rissdichte nicht vermindert werden konnte [60].

Koutny et al. untersuchten die Auswirkung der Belichtungsreihenfolge der einzelnen Felder der Schachbrettstrategie auf die Porosität [61]. Eine Belichtung von außen nach innen führte zu einer Reduktion der Porosität, wobei in allen untersuchten Variationen immer die zuletzt belichteten Bereiche die höchste Porosität aufwiesen.

Gupta et al. variierten den schichtweisen Rotationswinkel des Schraffurmusters bei Anwendung einer Schachbrett Scanstrategie an AlSi10Mg und ermittelten eine Reduktion der Porosität durch größere Rotationswinkel [62]. Dahingegen fanden Robinson et al. in einer Studie an reinem Titan keinen signifikanten Einfluss des Rotationswinkels auf die Porosität [63]. Ulbricht et al. untersuchten die

Auswirkungen von aufeinanderfolgenden Schichten auf die Porenverteilung, indem ein Bereich innerhalb eines Testbauteils für mehrere Schichten nicht belichtet und darüber wieder belichtet wurde [64]. Ein Schließen der Defekte konnte insbesondere dann festgestellt werden, wenn die Bahnen nicht mit der Schicht darunter koinzidierten, d.h. wenn die Orientierung der Bahnen geändert wurde und der nicht belichtete Bereich eine Höhe von 200 μm nicht überschritt.

Geometrie

Die erläuterten Entstehungsmechanismen von Poren wie auch die optimale Scanstrategie zeigen Wechselwirkungen mit der gebauten Geometrie. Verschiedene Testartefakte wurden in den letzten Jahren vorgeschlagen, um die Interaktion der Prozessparameter mit der Bauteilgeometrie im Hinblick auf verschiedene Zielgrößen wie Porosität oder Oberflächenqualität zu untersuchen [65–67]. In einer Übersichtsarbeit aus dem Jahr 2020 stellten Chahal und Taylor fest, dass die Abhängigkeit der Porosität von der Geometrie bislang jedoch wenig erforscht wurde [54]. Die Unterschiede in den thermischen Gradienten während des Bauprozesses bei der Fertigung unterschiedlicher Geometrien führen zur Ausbildung heterogener Porenstrukturen. In ähnlicher Weise unterscheiden sich die thermischen Bedingungen, wenn ein Bauteil in verschiedenen Baurichtungen gefertigt wird, da so unterschiedliche Querschnitte belichtet werden und der bereits gebaute Bereich einen anderen Querschnitt zur Wärmeableitung aufweist. Neben Unterschieden in der Ausrichtung der Textur führt dies auch zu einer unterschiedlichen Morphologie, Ausrichtung und Verteilung der Porosität, die sich auf die mechanischen Eigenschaften der Bauteile auswirkt [68–71]. Hierbei wurde in einigen Arbeiten die vertikale Orientierung und in einigen Arbeiten die horizontale Orientierung für bessere mechanische Eigenschaften ermittelt. Die Widersprüchlichkeit der Ergebnisse ist hierbei vermutlich durch eine zusätzliche, nicht beachtete Abhängigkeit der Optimalität der Parameter von der Baurichtung zu erklären [54].

Genauso beeinflusst die Bauteilgeometrie die Dauer, die zwischen Belichtungsvorgängen zur Abkühlung zur Verfügung steht, sowie die Dauer des Wärmeeintrags [72–75]. Die erreichten Maximaltemperaturen und Verweildauern im

schmelzflüssigen Zustand sind so nicht mehr nur von der Prozessführung, sondern auch von der Bauteilgeometrie abhängig. Dies ist im Zusammenhang mit den vorangehend erläuterten Ergebnissen von Weingarten et al. [7], laut denen sowohl sehr kurze, als auch sehr lange Verweildauern des Materials im schmelzflüssigen Zustand dem Verbleib von Poren im Material entgegenwirken können, von Interesse. Die hergestellte Strukturgröße kann sich so, je nach Prozessregion, darauf auswirken, wie Gasblasen im Schmelzbad nukleieren und ausgasen können oder zwangsgelöst verbleiben. Daher können trotz der Verwendung von an Probewürfeln optimierten Parametern, abhängig von den lokalen geometrischen Bedingungen bzw. dem Wärmeeintrag und der Wärmeabführung, vermehrt LoF- und instabilitätsbedingte Poren oder Keyhole- und Gasporen entstehen.

Beim Vorliegen einer geometrisch bedingt geringeren Wärmeableitung aus der Prozesszone kommt es vermehrt zur Entstehung von Keyhole- und Gasporen. Dies zeigt sich an Downskin-Flächen (überhängende Bereiche) bei denen ein Teil der Fläche über dem schlecht leitenden Pulverbett (siehe [76]) gebaut wird. Shang et al. fanden an aus Ti6Al4V gefertigten Proben mit Downskin-Flächen oberflächennahe Porosität vor, die mit zunehmendem Überhangwinkel zunahm [77]. Pal et al. untersuchten hingegen horizontale Flächen, die auf Stützstrukturen gefertigt wurden [78]. Die Stützstrukturen erhöhen hierbei die Wärmeleitung, dennoch liegt diese unterhalb derer des Vollmaterials. Die Autoren fanden einen Einfluss der Wärmeleitung auf die Stabilität des Schmelzbads. Diese Effekte sorgten für eine Entstehung von irregulären Poren in den ersten Schichten, welche über eine angepasste Parametereinstellung reduziert werden konnten.

Neben thermisch bedingten Effekten ist weiterhin denkbar, dass die Bildung von Spritzerpartikeln während des Prozesses geometriebedingte Unterschiede in der Porenbildung verursacht. Die größte Menge der generierten Spritzerpartikel wurde von Anwar und Pham nahe den bereits belichteten Regionen gefunden [79]. Je nach Größe des zu belichtenden Bereichs werden daher mehr oder weniger große Bereiche des Bauteils mit Spritzerpartikeln bedeckt, was einen potentiellen Einfluss auf die Porenentstehung in der nächsten Schicht hat.

Piazza et al. verglichen PBF-LB gefertigte Proben mit konischer und zylindrischer Form aus 316L Stahl. In der konischen Geometrie wurde eine geringere

Porosität gemessen, was durch den geometrisch bedingten Versatz der Laserbahnen in aufeinanderfolgenden Schichten erklärt wurde [80]. Es wird somit ein „Ausheilen“ der Defekte ähnlich der im vorangegangenen Abschnitt diskutierten Arbeiten von Ulbricht et al. [64] vermutet.

Neben diesen Arbeiten an einzelnen Geometrieelementen existieren weitere Fallstudien an Bauteilen [81–83]. Beispielsweise untersuchten Du Plessis et al. die Porenverteilung in einem gerippten, zylindrischen Bauteil mittels μ CT [81]. Obwohl die relative Porosität sehr gering war, wurden vereinzelt große Defekte detektiert, wobei kein Zusammenhang mit der Bauteilgeometrie gefunden wurde.

Die erläuterten Einflüsse der Geometrie können zum Teil durch eine prozessgerechte Konstruktion („Design for Additive Manufacturing“ [84]) abgemindert werden, es ist jedoch auch Gegenstand der Forschung, geometrieangepasste Parameter automatisiert zu finden und einzustellen [85–88]. So führten Yeung et al. einen „geometrischen Wärmeleitfähigkeitsfaktor“ ein, anhand dessen für jede Stelle in einer Geometrie die Laserleistung angepasst wird [85, 86]. Durch die Anpassung konnte für einzelne Scanbahnen eine homogenere Breite der Schmelzbäder festgestellt werden. Verbesserungen wurden außerdem hinsichtlich der Oberflächenqualität gefunden.

2.1.3 Oberflächentopographie von PBF-LB-Bauteilen

Grundlagen

Eine flächenhafte Messung der Oberflächentopographie liefert eine Höhenverteilung $z(x, y)$, welche die Höhe z an jeder Koordinate innerhalb des Messbereichs beschreibt. Nachdem die Soll-Form des Werkstücks entfernt und die Messung durch Berechnung von Ausgleichsebenen um eventuelle Verkippungen bereinigt wurde, können Rauheitsparameter zur Charakterisierung der Oberfläche berechnet werden. Aufgrund der einfacheren Darstellbarkeit werden die Rauheitsparameter im Folgenden anhand eindimensionaler Linienmessungen erläutert. Für flächenhafte Messungen existieren korrespondierende Kennwerte [89].

Die Extraktion eines Höhenprofils aus einer flächenhaften Messung erfolgt durch die Abtragung der Höhenwerte entlang einer Richtung. Ein exemplarisches Höhenprofil ist in Abb. 2.5a) dargestellt. Aus dem Höhenprofil können nun entsprechende charakteristische Werte berechnet werden. Je nachdem, ob die ungefilterten (P-Profil), die tiefpassgefilterten Daten (Welligkeit/W-Profil) oder die Differenz dieser (Rauheit/R-Profil) betrachtet werden, werden die Parameter mit P_i , W_i oder R_i bezeichnet. Während diese Unterscheidung bei flächenhaft gemessenen Daten nicht durchgeführt wird, so existieren doch für die meisten Kennwerte Entsprechungen, die mit S_i bezeichnet werden.

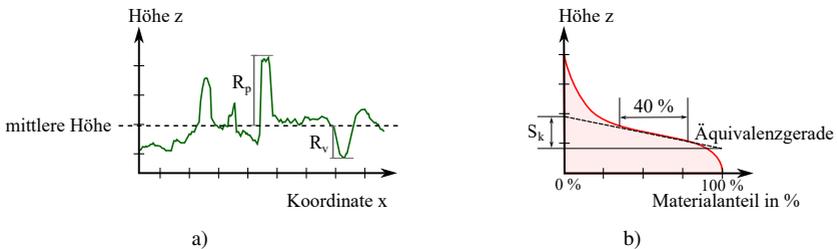


Abbildung 2.5: a): Beispielhaftes Rauheitsprofil. b): Beispielhafte Abbott-Firestone-Kurve.

Wie Abb. 2.5a) zeigt, entspricht R_p dem höchsten gemessenen Wert, während R_v dem niedrigsten Wert in Bezug auf die mittlere Höhe entspricht. Die mittlere arithmetische Höhe wird als R_a bezeichnet. Im Rahmen dieser Arbeit werden insbesondere die entsprechenden flächenhaften Parameter $S_a = \frac{1}{A} \iint_A |z(x,y)| dx dy$, $S_v = |\min_A(z(x,y))|$, $S_p = \max_A(z(x,y))$ sowie $S_z = S_v + S_p$ mit der Fläche A verwendet.

Durch Auftragen des mit einer gedachten Ebene geschnittenen Materialanteils in % auf jeder Höhe lässt sich eine Materialanteilkurve oder Abbott-Firestone-Kurve erstellen. Abb. 2.5b) zeigt eine exemplarische Darstellung der Kurve. Die Form der Kurve kann hinsichtlich des Anteils der Spitzen und Senken an der Topographie interpretiert sowie deskriptive Parameter berechnet werden. Der mittlere Bereich der Materialanteilkurve wird definiert, indem eine Sekante, die einen Materialanteil von 40 % abdeckt, ausgehend von einem Materialanteil von 0 %

so verschoben wird, dass sie den kleinsten Gradienten aufweist. Die zur Anpassung verwendete Gerade wird als Äquivalenzgerade bezeichnet. Die Differenz der Höhenwerte dieser Geraden bei 0 % und 100 % Materialanteil bezeichnet die Kernhöhe S_k .

Charakterisierung

In PBF-LB-Bauteilen ist neben der Porosität die Qualität der Oberfläche Gegenstand aktueller Forschung. Um der Komplexität der im PBF-LB entstehenden Oberflächen gerecht zu werden, wurden in jüngster Zeit neue Richtlinien zur Charakterisierung erarbeitet [90–92]. Darin sind Empfehlungen zur Größe des zu messenden Bereichs enthalten, wobei ein Bereich von $2,5 \times 2,5 \text{ mm}^2$ als ausreichend angesehen wird, um die Oberfläche zu repräsentieren. Neben Parametern wie der mittleren arithmetischen Höhe S_a oder der maximalen Höhe S_z , werden auch merkmalsbasierte Indikatoren zur Charakterisierung verwendet. Durch eine Segmentierung der Oberfläche können Merkmale wie die Anzahl anhaftender Partikel oder die Breite der periodischen Oberflächenstruktur, die durch die ehemaligen Schmelzbäder verursacht wird, beurteilt und so spezifischere Informationen über die Oberfläche erhalten werden.

Die Besonderheiten von additiv gefertigten Bauteilen müssen bereits bei der Messung der Oberfläche mit berücksichtigt werden, da zum Beispiel der Bauwinkel die Oberflächentextur beeinflusst und komplexe Strukturen die Zugänglichkeit für Messungen erschweren [90]. Weiterhin entstehen im Prozess hinterscheidende Oberflächenelemente, die mit optischen oder taktilen Verfahren nicht zu erfassen sind. Neben den verbreiteten Verfahren wie der Konfokalmikroskopie oder der Fokusvariation gewinnt daher auch die μCT in diesem Bereich an Bedeutung (siehe Kap. 2.2.3). Auch Vorschläge für Testbauteile zur Oberflächenbewertung werden bereits im Hinblick auf die Prüfbarkeit mit der μCT erarbeitet [93].

Entstehung der Oberfläche im PBF-LB

PBF-LB gefertigte Bauteile weisen eine von der Fertigung abhängige Oberflächenstruktur auf, welche vom Zusammenspiel verschiedener Mechanismen wie der Plateau-Rayleigh-Instabilität, anhaftendem Pulver oder offener Poren bestimmt wird [94–96]. Die auftretenden Erscheinungsbilder der Oberflächen können dabei je nach Bauwinkel unterschieden werden. Die Oberseite von Bauteilen (0° Bauwinkel) wird in der zuletzt gefertigten Schicht generiert und weist daher eine Oberflächenstruktur, die aus dem Scanmuster entsteht, auf. Abb. 2.6a) zeigt beispielhaft eine Oberseite eines PBF-LB-Bauteils. Die Topographie wird dabei von der Form der erstarrten Schmelzbäder, welche als konstitutive Elemente der Oberfläche zu einer wellenförmigen Struktur führen, beeinflusst. Weiterhin weist jedes einzelne Schmelzbad eine pfeilförmige Oberflächenstruktur in der Größenordnung weniger μm in Scanrichtung auf, die während der Erstarrung entsteht [41, 90]. Dieser Effekt wird dabei hauptsächlich von der Scangeschwindigkeit kontrolliert, während der Bahnabstand dem Abstand der wellenförmigen Struktur auf der Oberfläche entspricht. Weiterhin führen anhaftende Pulverpartikel sowie Spritzerpartikel, die aus Material bestehen, das in flüssiger Phase während der Belichtung aus dem Schmelzbad auf bereits umgeschmolzene Bereiche gelangt ist, zu sphärischen Elementen auf der Oberfläche. Der Konturbereich weist häufig eine größere Höhe als die restliche Oberfläche auf [97]. Dabei wird die äußere Konturbahn zuerst belichtet, wodurch mehr Pulverpartikel in das Schmelzbad gezogen werden und das Schmelzbad vergrößert wird.

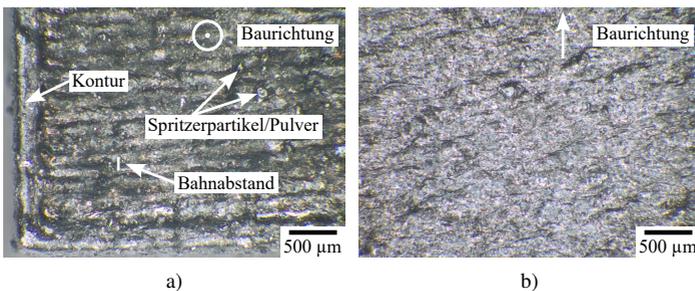


Abbildung 2.6: a): Oberfläche bei 0° Bauwinkel. b): Oberfläche bei 90° Bauwinkel.

Eine beispielhafte Seitenoberfläche (90° Bauwinkel) ist in Abb. 2.6b dargestellt. Die Oberfläche besteht hierbei aus den Seiten der ehemaligen Schmelzbäder der äußeren Konturbahn. Variationen in der Breite der Schmelzbäder, die durch Schwankungen der Prozessbedingungen entstehen können, tragen hier zur Rauheit bei [98]. Durch die mehrere Schichten überschreitende Einschweißtiefe ist der Schichtaufbau nicht zu erkennen. Je nach Bauwinkel kann der Schichtaufbau auf dem Upskin erkennbar sein (Treppenstufeneffekt), was durch die Diskretisierung der Geometrie bedingt ist. Bei steileren Winkeln bzw. kleinen Schichthöhen führt die Oberflächenspannung der Schmelze jedoch zu einer Glättung der Oberfläche. Abolmaali et al. fanden die niedrigste Rauheit bei vertikalen Flächen, während flachere Upskin-Flächen größere Rauheitswerte aufwiesen [99].

Die größten Rauheitskennwerte treten üblicherweise an überhängenden Bereichen auf (sog. Downskin) [77]. Je größer der Aufbauwinkel ist, desto größere Oberflächenrauheiten werden gemessen. Je nach Aufbauwinkel steht für das Schmelzbad im Prozess wenig Kontaktfläche mit den darunter liegenden Schichten zur Verfügung, um die Wärmeabfuhr zu gewährleisten, wodurch vermehrt Instabilitäten auftreten. Weiterhin werden an Downskin-Flächen mehr anhaftende Pulverpartikel gefunden [95].

Ikeshoji et al. untersuchten die Oberflächentopographie nach der Belichtung jeder Schicht während des PBF-LB-Prozesses [100]. Der Befund einer zyklisch variierenden Qualität wurde mit der zyklischen Rotation des Scanmusters erklärt. Der relative Winkel zwischen Gasstromrichtung und Scanrichtung beeinflusst den Flug von Spritzerpartikeln und somit die Oberfläche sowohl direkt als auch indirekt durch Auswirkungen auf die Schmelzbadstabilität. Die resultierende Oberfläche wirkt sich wiederum auf die Stabilität des Schmelzbads in der nächsten Schicht aus. Somit korreliert die Oberflächenqualität auch mit Defekten im Inneren des Bauteils. Qiu et al. fanden mit steigender Schichthöhe mehr Schmelzbadinstabilitäten, welche zu steigender Porosität und gleichzeitig zu steigender Oberflächenrauheit führten [94].

Bartkowiak et al. extrahierten Profilschnitte verschiedener PBF-LB gefertigter Proben aus μ CT-Aufnahmen und untersuchten die Krümmung der Oberfläche

auf verschiedenen Größenskalen [101]. Die Stärke der Korrelation der Oberflächenparameter mit den Prozessparametern hing davon ab, auf welcher Größenskala die Oberfläche betrachtet wurde. In größeren Messbereichen bestand eine stärkere Korrelation als in feiner aufgelösten Größenskalen, was darauf zurückgeführt wurde, dass Oberflächenmerkmale in kleinen Bereichen, wie z.B. die Oberflächenstruktur anhaftender Pulverpartikel, nicht im Zusammenhang mit den Prozessparametern stehen. Widersprüchliche Ergebnisse anderer Forscher ([102–104]) in Bezug auf Prozess-Eigenschaftsbeziehungen wie sowohl positive als auch negative Korrelationen der Rauheit mit der Scangeschwindigkeit wurden dahingehend gedeutet, dass unterschiedliche Größenskalen betrachtet wurden. Weiterhin ist jedoch denkbar, dass Unterschiede in den betrachteten Prozessfenstern durch Nichtlinearitäten für die Unterschiede verantwortlich sind.

Varianz der Oberflächenqualität

Neben der durch verschiedene Bauwinkel erzeugten Varianz der Oberflächenqualität, weisen additiv gefertigte Bauteile größere Inhomogenitäten in nominell unter gleichen Bedingungen erzeugten Bereichen auf [99]. Als Ursache der ungleichmäßigen Oberflächenqualität wurde in der Literatur beispielsweise die Abhängigkeit von der Positionierung auf der Bauplatte, welche zu unterschiedlichen Bedingungen bezüglich des Schutzgasstroms und des Kontakts mit der Rakel führt, genannt, wobei weitere unbekannte Einflussfaktoren bestehen [105]. So untersuchten Whip et al. den Einfluss von PBF-LB-Prozessparametern auf verschiedene Oberflächenrauheitsparameter [106]. Einzelne Merkmale wie anhaftende Spritzerpartikel übten großen Einfluss auf die Rauheitsparameter aus. Aufgrund der ungleichmäßigen Verteilung dieser Merkmale auf der Oberfläche wiesen die Parameter eine starke Abhängigkeit von der Messposition auf. Da nur eine ganzflächige Messung die Erfassung dieser kritischen Merkmale sicherstellen kann, wurde von den Autoren die Schlussfolgerung gezogen, dass die Wahrscheinlichkeit der Erfassung dieser Merkmale statistisch in den Messungen widergespiegelt werden muss.

Durch die Messung eines 40 mm × 40 mm großen Oberflächenbereichs mittels Fokusvariation konnten Fox und Pintar zeigen, dass eine Gumbel Verteilung zur

Beschreibung der Verteilung der maximalen Senkenhöhe (S_v Wert) verwendet werden kann [107]. Mithilfe einer statistischen Analyse konnte schließlich der Maximalwert von S_v auf einer Oberfläche aus Messungen von relativ kleinen Oberflächenregionen geschätzt werden. Dieser Ansatz ist jedoch nur auf homogenen Oberflächen anwendbar und kann daher keine systematischen Abweichungen durch geometrie- oder prozessbedingte Störungen erfassen. Auch Sun et al. sowie Evans und Gockel kamen zu ähnlichen Ergebnissen bezüglich der Inhomogenität von PBF-LB-Oberflächen [108, 109]. So untersuchten Evans und Gockel die Schwankung des S_v Werts in mehreren Bereichen von Inconel 718 Probekörpern, die mit 120 W bzw. mit 80 W hergestellt wurden. Bei 80 W Laserleistung gefertigte Probekörper wiesen nicht nur einen höheren mittleren S_v Wert, sondern auch eine höhere Schwankungsbreite auf. Der S_v Wert ist hierbei von besonderem Interesse, da er von verschiedenen Autoren mit der Lebensdauer bei schwingender Beanspruchung in Verbindung gebracht wurde [110–112]. Gleichzeitig sind Oberflächenparameter, die extremalen Werten wie der maximalen Senken- (S_v) oder Spitzenhöhe (S_p) entsprechen, in besonderem Maße davon abhängig, welche Region mit welcher Größe gemessen wird. Da flächenhafte Charakterisierungsmethoden einen größeren Bereich erfassen, werden diese in der Literatur gegenüber Profilverfahren bevorzugt. Um die Beanspruchbarkeit von Bauteilen zuverlässig bewerten zu können, sollte daher zumindest in hochbelasteten Bereichen die Oberfläche vollständig charakterisiert werden.

2.1.4 Mechanische Eigenschaften von PBF-LB AlSi10Mg

Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften

Im PBF-LB-Prozess erstarrtes AlSi10Mg weist eine, gegenüber dem typischen dendritischen Gussgefüge, verfeinerte zelluläre Mikrostruktur auf, welche auf das Verhältnis zwischen Temperaturgradient und Abkühlrate zurückzuführen ist [8, 113]. Abb. 2.7a) zeigt ein Schlifffbild quer zur Baurichtung, in dem durch Ätzung mit NaOH die Grenzen der ehemaligen Schmelzbäder sichtbar gemacht

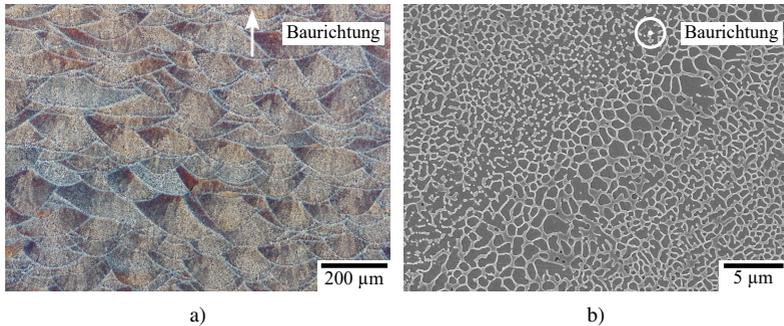


Abbildung 2.7: Mikrostruktur von PBF-LB AlSi10Mg (NaOH Ätzung): a): durch ehemalige Schmelzbäder bestimmte Mikrostruktur, b): vergrößerte Zellstruktur am Rand des Schmelzbads.

wurden. Durch die Rotation der Schraffur werden die Schmelzbäder in jeder Schicht jeweils in einem anderen Querschnitt sichtbar. Abb. 2.7b) zeigt die Mikrostruktur in Baurichtung im Rasterelektronenmikroskop. Die hohen Abkühlraten und Temperaturgradienten im PBF-LB-Prozess führen zur Ausbildung einer Zellstruktur aus α -Al mit eutektischen Zellrändern. Die im Lichtmikroskop heller dargestellten Schmelzbadgrenzen bestehen aus einem Bereich vergrößerter Zellen, während in der Wärmeeinflusszone ein Zerfall der Zellränder sichtbar ist [114, 115].

Besondere Herausforderungen ergeben sich im PBF-LB durch prozessparameter- und geometrieabhängige statische mechanische Eigenschaften [74, 116, 117]. Wie in Kap. 2.1.2 beschrieben, bestehen Wechselwirkungen der gebauten Geometrie mit den Prozessbedingungen, wobei insbesondere die Abkühlrate beeinflusst wird. Höhere Abkühlraten wurden mit kleineren Zelldurchmessern und niedrigere Abkühlraten mit größeren Zellen assoziiert [118]. Veränderte Prozessbedingungen und Prozessparameter führen einerseits zu Veränderungen der Porenanzahl, des Porenvolumens und der Porenform, andererseits jedoch daher auch zu einer Veränderung der Zellgröße. Die Auswirkungen einer Variation der Prozessparameter auf das mechanische Verhalten wurden von Dong et al. und Kempf und Hilgenberg untersucht, welche insbesondere Auswirkungen auf die Zugfestigkeit feststellten [119, 120]. Die genauen Prozess-Mikrostruktur-

Eigenschaftsbeziehungen werden jedoch neben den unterschiedlichen Zellgrößen zusätzlich von den veränderten Porenstrukturen beeinflusst. Hastie et al. untersuchten die Schädigung von PBF-LB AlSi10Mg durch plastische Deformation mittels in-situ μCT [121]. Im as-built Zustand konnte lediglich ein geringes Wachstum der initial vorhandenen Poren festgestellt werden. In verschiedenen Studien wird jedoch davon berichtet, dass große irreguläre Poren zu deutlich verringerter Duktilität führen können [122–124]. Porosität und die Zellstruktur scheinen also einen kombinierten Effekt auf die mechanischen Eigenschaften zu haben [113].

Schwingfestigkeit

Während für AlSi10Mg im PBF-LB-Prozess eine höhere quasistatische Festigkeit als im Gussprozess erreicht wird, stellen schwingende Beanspruchungen nach wie vor eine Herausforderung in der Anwendung dar [112]. Neben veränderten Gefügeständen und Eigenspannungszuständen, sind insbesondere die Oberflächenrauheiten und Porositäten aus dem PBF-LB-Prozess, welche im Fokus dieser Arbeit liegen, für die geringe Wechselfestigkeit verantwortlich. Laut Sanaei und Fatemi können die initial vorliegenden Poren als Rissinitiierungsstellen betrachtet werden, weshalb häufig eine Modellierung der Lebensdauer nach dem $\sqrt{\text{area}}$ Parameter von Murakami und Endo, welcher der Wurzel der Fläche des in Lastrichtung projizierten Defekts entspricht, vorgenommen wird [112, 125]. Die Wechselfestigkeit steht dann in invers proportionaler Beziehung zu $\sqrt{\text{area}}$. In den meisten Studien, bei denen Proben mit as-built Oberfläche geprüft wurden, hatten die Rauheit und offene Poren den größten Einfluss auf die Wechselfestigkeit [126–129]. Auch Nasab et al. fanden eine kombinierte Auswirkung der Oberflächenrauheit mit Poren auf die Lebensdauer [130]. Um nun die Kritikalität von Oberflächendefekten in gleicher Weise wie die von Defekten im Inneren bewerten zu können, wurde die von Murakami vorgeschlagene Beziehung $\sqrt{\text{area}} = \sqrt{10}t$ mit der Defekttiefe t verwendet [131]. Dabei kann die Defekttiefe t aus dem S_V Parameter gewonnen werden. Eine Abschätzung, ob ein Defekt im Inneren oder an der Oberfläche als versagenskritisch einzustufen ist, konnte durch Vergleich der erhaltenen $\sqrt{\text{area}}$ -Werte getroffen werden.

Aboulkhair et al. untersuchten PBF-LB AlSi10Mg mit as-built und abgedrehter Oberfläche in uniaxialen Schwingversuchen [132]. Die Autoren stellten fest, dass bei höheren Spannungsniveaus kein Unterschied zwischen den Zuständen bestand, während die abgedrehten Proben bei niedrigen Spannungsniveaus eine größere Lebensdauer besaßen. Da die Lebensdauer bei niedrigen Spannungsniveaus in erster Linie von der Rissinitiierung und bei hohen Spannungsniveaus vom Rissfortschritt bestimmt wird, kamen die Autoren zu dem Schluss, dass sich die Oberflächenrauheit hauptsächlich auf die Rissinitiierung auswirkt. Bei den abgedrehten Proben wurden innere Poren durch das Abdrehen zu Oberflächendefekten, weshalb auch diese Proben an der Oberfläche versagten. Weiterhin konnten auf der Bruchfläche die Bahnen der ehemaligen Schmelzbäder erkannt werden, was auf eine Rissausbreitung entlang der Schmelzbadgrenzen hindeutet. Buchenau et al. variierten die Scangeschwindigkeit im Konturbereich bei der Fertigung von Prüfkörpern, wobei steigende Scangeschwindigkeiten zu höheren Rauheitswerten führten [133]. Gleichermäßen führte die erhöhte Rauheit zu kürzeren Lebensdauern im Zeitfestigkeitsbereich. Die geringste Scangeschwindigkeit von 300 mm s^{-1} führte zu einer Schwingfestigkeit von 84 MPa bei 10^6 Lastspielen. Gockel et al. fanden eine Korrelation der maximalen Senkenhöhe S_v mit der Lebensdauer, wobei höhere S_v Werte zu kürzeren Lebensdauern führten [111]. Auch Beretta und Romano beschrieben, dass die Wechselfestigkeit im as-built Zustand lediglich 40 % bis 50 % der Wechselfestigkeit im abgedrehten Zustand betrage [134]. Weiterhin beschrieben die Autoren, dass oberflächennahe Poren die Wechselfestigkeit in größerem Maße beeinträchtigen als Poren im Inneren der Bauteile. Zu ähnlichen Ergebnissen kamen Brandl et al., die den Rissausgang in uniaxial geprüften AlSi10Mg Proben ausschließlich an der Oberfläche bzw. oberflächennahen Poren verorteten [135].

2.2 μ CT-Analyse von PBF-LB-Bauteilen

2.2.1 Mikrocomputertomographie

Grundlagen

Obwohl die Computertomographie ihre Ursprünge in der medizinischen Bildgebung hat, wird sie heutzutage für vielfältige Aufgaben in der zerstörungsfreien Prüfung eingesetzt. Die Verwendung von Röntgenröhren mit Mikrofokus und verschiedenen Funktionsprinzipien zur optischen Vergrößerung der Aufnahmen erlaubt dabei Bildauflösungen von wenigen μm [136, 137]. Die an einem Detektorpixel gemessene Intensität I steht vereinfacht mit dem Absorptionskoeffizienten $\mu(t)$ über das Lambert-Beer'sche Gesetz

$$I = I_0 \exp\left(-\int_0^l \mu(t) dt\right) \quad (2.1)$$

mit der an der Röntgenröhre emittierten Strahlungsintensität I_0 in Beziehung. Das Integral ist dabei über den Pfad des Strahls (Pfadkoordinate t) durch das Bauteil parametrisiert. Durch die Aufnahme einer Vielzahl von Projektionen (d.h. Messungen von I an jedem Detektorpixel), kann die relative Verteilung des Absorptionskoeffizienten $\mu(x, y, z)$ im Bauteil rekonstruiert werden [138]. Für die materialwissenschaftliche Untersuchung von PBF-LB-Bauteilen ergibt sich hieraus insbesondere die Abbildung von Poren und umgebender Luft als Bereiche mit niedrigem Grauwert und des gebauten Materials mit hohem Grauwert im μ CT-Bild [139]. Neben der Qualitätskontrolle in Bezug auf Porositätsmenge und -verteilung ist so auch die Messung von Formtoleranzen eine verbreitete Anwendung der μ CT.

Datenverarbeitung

Der Fokus dieser Arbeit liegt auf der Verarbeitung der im μ CT gemessenen Daten. Der erste Verarbeitungsschritt besteht hierbei in den meisten Fällen in einer Segmentierung. Dabei wird das μ CT-Bild in inhaltlich zusammenhängende

Bereiche, bspw. Poren und Material, aufgeteilt. Hierfür kommen meist einfache Verfahren wie Schwellenwertverfahren, die für jedes Pixel anhand eines Grenzwerts eine Zuteilung treffen, sowie gradientenbasierte Verfahren, bei denen nach Kanten zwischen Bereichen gesucht wird, zum Einsatz.

Nach der Segmentierung des Bildes liegt ein Binärbild vor, in dem beispielsweise dem Material der Wert 1 zugeordnet wurde und den Poren der Wert 0. Für die weitere Analyse werden Deskriptoren benötigt, um die Poren anhand ihres Erscheinungsbildes, wie ihrer Form oder ihrer Lage und Ausrichtung im Bild, zu klassifizieren. Um nun morphologische Deskriptoren für einzelne Poren zu gewinnen, wird als nächster Schritt erkannt, welche Pixelbereiche räumlich zusammenhängen und allen Pixeln in einem Bereich ein eindeutiger Wert zugewiesen [140, 141]. Das durch ein solches „connected components labeling“ erzeugte Bild wird auch als „Label-Bild“ bezeichnet. Verschiedene Eigenschaften der auf diese Weise erkannten Objekte O werden durch momentenbasierte Formmerkmale beschrieben, welche sich aus den Bildmomenten ijk -ten Grades

$$M_{ijk} = \sum_{x,y,z \in O} x^i y^j z^k \quad (2.2)$$

berechnen lassen [142]. Die Menge $x, y, z \in O$ enthält die Koordinaten der im Objekt O enthaltenen Bildpunkte, welche im Binärbild mit 0 besetzt sind. Das Bildmoment 0-ten Grades M_{000} entspricht dabei im hier gezeigten dreidimensionalen Fall dem Volumen V des Objektes. Anschließend kann der Mittelpunkt $\{\bar{x}, \bar{y}, \bar{z}\}$ des Objekts durch

$$\{\bar{x}, \bar{y}, \bar{z}\} = \frac{\{M_{100}, M_{010}, M_{001}\}}{M_{000}} \quad (2.3)$$

berechnet werden. Um eine translationsinvariante, bildpositionsunabhängige Beschreibung der Bildmomente zu erhalten, kann das zentrale Bildmoment m_{ijk} durch

$$m_{ijk} = \sum_{x,y,z \in O} (x - \bar{x})^i (y - \bar{y})^j (z - \bar{z})^k \quad (2.4)$$

berechnet werden. Die normierten zentralen Bildmomente zweiten Grades ergeben sich aus

$$m'_{ijk} = \frac{m_{ijk}}{M_{000}}. \quad (2.5)$$

Die Eigenvektoren der Kovarianzmatrix

$$\theta = \begin{bmatrix} m'_{200} & m'_{110} & m'_{101} \\ m'_{110} & m'_{020} & m'_{011} \\ m'_{101} & m'_{011} & m'_{002} \end{bmatrix} \quad (2.6)$$

entsprechen den Hauptachsen des Objekts, wodurch die Ausrichtung des Objekts gewonnen werden kann. Aus den Quotienten der Eigenwerte können außerdem die Aspektverhältnisse des äquivalenten Ellipsoids berechnet werden. Die Oberfläche des Objekts kann über die Crofton-Formel berechnet werden [143, 144]. Aus dem Volumen V und der Oberfläche A kann die Sphärizität S nach

$$S = 36 * \pi * V^2 / A^3 \quad (2.7)$$

berechnet werden. Für die Sphärizität gilt dabei $0 < S \leq 1$, wobei nahezu kugelförmigen Objekten hohe Werte und unregelmäßigen Objekten niedrige Werte zugeordnet werden. Für zweidimensionale Bilder kann analog die Zirkularität C nach der Formel

$$C = 4 * \pi * A / P^2 \quad (2.8)$$

berechnet werden, wobei P dem nach der Crofton-Formel berechneten Umfang entspricht. Analog zur Sphärizität besitzen nahezu kreisförmige Objekte hohe Zirkularitäten und Objekte irregulärer Form niedrige Zirkularitäten, wobei wiederum $0 < C \leq 1$ gilt.

Durch das PBF-LB-Verfahren können komplexe Bauteile hergestellt werden, welche jedoch verschiedene unerwünschte Merkmale wie Porosität und Oberflächendefekte enthalten können. Durch die komplexen Geometrien und Oberflächenstrukturen werden besondere Anforderungen an zerstörungsfreie Prüfmethoden gestellt, denen die μ CT gerecht wird [145, 146]. Darüber hinaus können durch eine μ CT-Prüfung verschiedene Prüfaufgaben in der additiven Fertigung

abgedeckt werden. Khosravani und Reinicke listen sowohl dimensionelle Prüfung als auch Porositätsprüfungen und Rauheitsanalysen als Anwendungsgebiete auf [147].

2.2.2 Porosität

Wie in Kap. 2.1.2 erläutert, kommt es während der Fertigung von PBF-LB-Bauteilen zur Entstehung von Poren. Neben μ CT-Messungen sind hydrostatische Messungen nach dem archimedischen Prinzip und optische Messungen an Schlifffbildern die gebräuchlichsten Verfahren zur Bestimmung der „globalen“ Dichte bzw. Porosität. Ein systematischer Vergleich der Verfahren durch Spierings et al. ergab die höchste Genauigkeit und Reproduzierbarkeit über einen weiten Dichtebereich für die hydrostatische Dichtemessung, während bei der Analyse von Schlifffbildern die Repräsentativität der Messungen vor allem durch die Betrachtung eines sehr kleinen Bereichs beeinträchtigt wurde [148]. Als Nachteile der μ CT-Analyse sind die begrenzte Auflösung, wodurch kleine Poren nicht erfasst werden können, die relativ lange Messdauer und die je nach Material begrenzte Größe des Prüflings, die sich durch die begrenzte Durchdringung mit Röntgenstrahlung ergibt, zu nennen [139]. Auf der anderen Seite können die Nachteile der hydrostatischen Dichtemessung bei offenporigen Strukturen oder rauen Oberflächen, die durch das Eindringen von Wasser und das Anhaften von Luftblasen entstehen, durch eine μ CT-Messung vermieden werden. Die Hauptvorteile der μ CT-Analyse bestehen jedoch in der lokalisierten Beschreibung der Porosität, der Erfassung der Größe und morphologischen Deskriptoren der Poren und dem relativ großen untersuchten Probenvolumen [129].

Ein Anwendungsfeld der μ CT-Analyse von PBF-LB-Bauteilen ist die Klassifizierung von Poren zur Verbesserung des Verständnisses der Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehungen [13]. Basierend auf morphologischen Deskriptoren der Poren, wie Größe, Oberfläche, Aspektverhältnis und Sphärizität können die Poren mit verschiedenen Methoden klassifiziert werden. Für die Einteilung können feste Grenzen der Deskriptoren verwendet werden, die durch Erfahrung oder durch Methoden wie ein k-Means-Clustering bestimmt werden, oder künstliche

neuronalen Netze können die Klassifizierung anhand der Deskriptoren vornehmen [149–151]. Hastie et al. nutzten eine Klassifizierung von Poren nach dem Aspektverhältnis, um Prozessregionen in einer Parameterstudie zu identifizieren [12]. Anhand der Klassifizierung konnte der Übergang von irregulären LoF-Poren zu sphärischen Gasporen bei steigender Energiedichte unabhängig von der globalen Dichte beobachtet werden.

In den letzten Jahren wurden durch eine Vielzahl von Parameterstudien Fortschritte in Bezug auf die Dichte von im PBF-LB gefertigten AlSi10Mg Probekörpern erzielt, wodurch die relative Dichte üblicherweise nahe an 100 % liegt [9, 38, 152]. Einzelne große irreguläre Poren, welche sich besonders auf die Schwingfestigkeit auswirken, können jedoch auch weiterhin bei optimierten Parametersätzen vorliegen [112, 129, 153, 154]. Aus dem Bedarf zur Erkennung, Lokalisierung und Charakterisierung dieser Defekte erklärt sich die steigende Nutzung der μ CT-Charakterisierung PBF-LB gefertigter Bauteile [146].

Romano et al. und Sanaei et al. verglichen die Beurteilung von kritischen Defektgrößen in PBF-LB Proben mittels metallographischer Präparation von Schlibfbildern mit μ CT [154, 155]. Die Beurteilung mittels Schlibfbildern führte zu einem aufgrund des kleinen untersuchten Volumens und zum anderen aufgrund der geringen Wahrscheinlichkeit Poren in der Ebene des größten Durchmessers zu treffen, zu einer systematischen Unterschätzung der Defektgröße. Auch in weiteren Arbeiten, in denen μ CT zur Beurteilung der Defekte in PBF-LB gefertigten Probekörpern verwendet wurde, zeigte sich die Bedeutung der zusätzlichen Informationen [68]. So fanden Romano et al. Versagen fast ausschließlich an oberflächennahen LoF-Poren, welche durch μ CT sicher identifiziert werden konnten [156]. Wu et al. verglichen die Größe, Form und Ort von Defekten in AlSi10Mg Probekörpern, die in unterschiedlichen Richtungen gebaut wurden [157]. Die Probekörper wiesen eine ähnliche Defektstruktur, die besonders von in der Bauebene ausgerichteten LoF-Defekten geprägt war, auf. Die deutlich höhere Wechselfestigkeit in den horizontal gefertigten Probekörpern (45 MPa vertikal, 114 MPa horizontal) konnte durch diesen Unterschied erklärt werden.

Korrelation mit Geometrie und Druckpfad

Die Möglichkeit, die räumliche Verteilung von Poren zu untersuchen, wurde auch genutzt, um den Einfluss der Scanstrategie und Geometrie in additiv gefertigten Bauteilen zu analysieren. Die Gruppe um Léonard et al. führte μ CT-Untersuchungen zur Verteilung der Porosität in verschiedenen Probengeometrien, die im Elektronenstrahlschmelzverfahren (PBF-EB) aus Ti6Al4V hergestellt wurden, durch [158, 159]. Dabei ergaben sich unterschiedliche Porenverteilungen in zylindrischen, keilförmigen und kubischen Probengeometrien. Bei allen untersuchten Geometrien wurden große zusammenhängende Poren, sofern vorhanden, in Bereichen neben Kanten gefunden, was mit einem Ausrichtungsfehler zwischen Kontur- und Schraffurscan begründet wurde [158]. Eine ausschließliche Orientierung der Scanpfade in eine Richtung führte zu einer Porenansammlung an der Seitenfläche, an welcher das Ende der Scanbahnen lag [159]. In den Untersuchungen wurden jedoch nur geometrische Primitive und keine komplexen Geometrien betrachtet. Komplexere Geometrien wurden in Fallstudien mit dem μ CT betrachtet [81, 82]. Trotz der Detektion einzelner großer Poren wurde keine Korrelation der Porenbildung mit Geometrieelementen gefunden, mit Ausnahme der Bildung von Gasporen über Stützstrukturbereichen.

Um nun ein Verständnis des Zusammenhangs zwischen Porenarchitektur, Scanstrategie und der Geometrie des zu fertigenden Teils zu erlangen, arbeiten verschiedene Forschergruppen an einer korrelativen Auswertung von Merkmalen aus der μ CT-Analyse und verschiedener Prozessdaten [160–162]. Kozjek et al. listeten einen guten Überblick über aktuelle Arbeiten zur Auswertung verschiedener Prozessdaten mit μ CT-Daten in [162] auf. Als weitere orts aufgelöste Prozessdaten können zum Beispiel Daten eines Pyrometers genutzt werden, welches während des Prozesses die Emissionen des Schmelzbades aufzeichnet. Um nun einen Vergleich mit den μ CT-Daten zu ermöglichen, muss zunächst eine Registrierung, also das Auffinden der (üblicherweise affinen) Transformation, die die Daten der verschiedenen Domänen in bestmögliche räumliche Übereinstimmung bringt, durchgeführt werden [163]. Für den Fall der Pyrometerdaten können diese durch eine Vorverarbeitung als Bild interpretiert und mittels bekannter Bildregistrierungsverfahren in räumliche Übereinstimmung gebracht werden [164].

Fokus dieser Arbeit ist die Betrachtung der μ CT-Daten in Relation zum Druckpfad. In diesem Bereich existieren Arbeiten der Gruppe um Yang et al., welche sich mit der Registrierung von μ CT-Daten auf den Druckpfad im FFF-Prozess beschäftigten [165]. Darüber hinaus nutzten die Forscher den Druckpfad, um Zusatzinformationen in die Porenanalyse einzubringen [166]. So wurden die im Druckpfad enthaltenen Informationen genutzt, um zwischen beabsichtigten und unbeabsichtigten Poren zu unterscheiden.

Für den PBF-LB-Prozess existieren Forschungsarbeiten hauptsächlich zur Korrelation der μ CT-Daten mit Prozessdaten wie Pyrometerdaten und Lichtbildern. Snow et al. registrierten sowohl μ CT-Daten als auch in jedem Layer aufgenommene Lichtbilder der Bauplatte auf den Druckpfad [167]. Durch die Anwendung von maschinellem Lernen an den μ CT-Daten als Referenzdaten für das Vorliegen von Defekten, konnte zum Teil bereits aus den Lichtbildern die Entstehung von größeren Defekten erkannt werden. Der Druckpfad selbst wurde, abgesehen von der Registrierung, jedoch nicht weiter zur Auswertung verwendet. In einer Folgearbeit inkludierten Snow et al. schließlich auch den Druckpfad in den Eingabedaten für das maschinelle Lernen, indem daraus Metriken wie der Schraffurwinkel oder die Schraffurreihenfolge abgeleitet wurden [168]. Das Hinzufügen dieser Metriken führte zu einer Verbesserung der Defekterkennung durch eine verbesserte Generalisierung von fehleranfälligen Stellen im Prozess. Ertay et al. nutzten maschinelles Lernen, um Defektverteilungen aus dem Druckpfad vorherzusagen, indem sowohl der Druckpfad als auch das segmentierte μ CT-Bild als Eingabedaten für ein künstliches neuronales Netz verwendet wurden [169]. Das Modell wurde von den Autoren als geeignet für die Vorhersage von oberflächennahen Defekten auf der Basis von Pfadmerkmalen befunden, wobei jedoch keine Validierung auf einem nicht im Training inkludierten Datensatz stattfand. In einer weiteren Arbeit von Ertay et al. wurde eine Analyse von Defektdaten aus dem μ CT in Bezug auf den Druckpfad durchgeführt [170]. Durch eine Zuordnung der Poren zu den einzelnen Schichten aus der Fertigung konnten Poren hinsichtlich der Entstehung in einer oder mehreren Schichten diskutiert werden. Weiterhin wurde die Lage von oberflächennahen Defekten mit der Ausrichtung der Schraffur gegenüber der Kontur an der entsprechenden Stelle verglichen. Bei einer Ausrichtung der Schraffur orthogonal zur Oberflächennormalen, stieg der

Abstand zwischen den Endpunkten der Schraffurbahnen, was für einen Anstieg der Defekte in der Region verantwortlich gemacht wurde. Für diese Beobachtung wurden allerdings nur ausgewählte Bereiche in zwei Proben analysiert und keine automatisierte Analyse eines größeren Probenvolumens quantitativ ausgewertet.

2.2.3 Oberfläche

Wie in Kapitel 2.1.3 erläutert, resultiert aus dem PBF-LB-Prozess eine Oberfläche, deren Merkmale viele Größenskalen umfassen, die hinterschneidende Elemente enthält sowie große Inhomogenitäten aufweist. Die μ CT hat sich in den letzten Jahren als vielversprechendes Werkzeug zur Messung solcher Oberflächen erwiesen, da der PBF-LB-Prozess die Fertigung von Oberflächen ermöglicht, die nur für eine μ CT-Prüfung zugänglich sind [171, 172]. Darüber hinaus kann durch eine Oberflächencharakterisierung mit der μ CT ein sehr großer Oberflächenbereich vermessen werden, was die Charakterisierung der inhomogenen PBF-LB-Oberflächen (siehe Kap. 2.1.3) erleichtert. Das gestiegene Interesse an der Charakterisierung von Oberflächen mittels μ CT spiegelt sich auch in der hohen Anzahl von Publikationen der letzten Jahre (siehe Tab. 2.1) auf diesem Gebiet wider, nachdem Thompson et al. 2016 einen Mangel an Forschung in diesem Bereich festgestellt hatten [146].

Für die Durchführung der μ CT Oberflächencharakterisierung wurden in der Literatur verschiedene Methoden vorgeschlagen. Kerckhofs et al. gewannen Liniennprofile aus μ CT-Bildern und verglichen die resultierenden P_a Werte mit denen aus einem taktilen Profilometer [173]. Für raue Oberflächen lieferte die Methode präzise Ergebnisse und erlaubte somit die Prüfung von Gitterstrukturen. Für zylindrische Strukturen wurde in weiteren Arbeiten der Ansatz des „Abrollens“ der Oberfläche mittels Zylinderkoordinaten berichtet [111, 178, 181]. Bei einer präzisen Bestimmung des Zentrums kann die Oberflächentopographie so über den radialen Abstand der Oberflächenpixel zu einem nominellen Zylinder gleichen Durchmessers bestimmt werden. Baier et al. nutzten diese Methode, um Metriken wie den Winkel, ab dem es zu kritischen Formabweichungen in den

Tabelle 2.1: Ausgewählte Studien mit μ CT basierter Oberflächenuntersuchung.

Quelle	Jahr	Dimension	Methode
Kerckhofs et al. [173]	2013	Profil	Bildbasiert
Thompson et al. [174]	2017	Fläche	Meshbasiert
Fox et al. [175]	2017	Fläche	Bildbasiert
Du Plessis et al. [176]	2018	Fläche	Meshbasiert
Townsend et al. [177]	2018	Fläche	Meshbasiert
Gockel et al. [111]	2019	Fläche	Bildbasiert abrollen
Persenot et al. [178]	2020	Fläche	Bildbasiert abrollen
Lou et al. [179]	2021	Fläche	Meshbasiert
Baier et al. [180]	2021	Profil	Bildbasiert abrollen
Fritsch et al. [181]	2022	Profil	Meshbasiert abrollen
Sun et al. [108]	2022	Profil	Meshbasiert
Bartkowiak et al. [101]	2023	Profil	Meshbasiert

Downskin-Bereichen horizontal gebauter zylindrischer Strukturen kommt, zu bewerten [180].

Townsend et al. extrahierten die Oberflächentopographie aus μ CT-Daten, indem sie das Modul zur Oberflächenbestimmung in kommerzieller Software anwendeten, die Daten in ein Dreiecksnetz konvertierten und nicht sichtbare Oberflächen entfernten, um die Höhenverteilung der Oberfläche zu erhalten [177]. Ein Vergleich des mit dieser Methode gemessenen S_a Werts mit einer Messung der PBF-LB-Oberfläche durch Fokusvariation ergab eine Abweichung von weniger als 0,5 %. Unter Verwendung ähnlicher Ansätze verglichen verschiedene Forscher μ CT-Oberflächentopographiemessungen mit konventionellen Charakterisierungsmethoden wie Fokusvariation, Konfokalmikroskopie oder Kohärenz-Scanning-Interferometrie und stellten hauptsächlich fest, dass die Auflösung der μ CT im Allgemeinen geringer ist, was die Anwendbarkeit auf ausreichend raue Oberflächen im Verhältnis zur Auflösung des Messsystems einschränkt [174, 175, 179]. Mit optischen Instrumenten war hingegen insbesondere die Messung

von steilen Flächen aufgrund der Reflexion schwierig. Du Plessis et al. veröffentlichten eine vereinfachte Methode zur Auswertung der Rauheit aus μ CT-Daten in der kommerziellen Software VGStudio [176]. Dazu wurde eine Ebene auf eine manuell ausgewählte Oberflächenregion registriert. Anschließend wurde ein Soll-Ist-Vergleich der Ebene mit der Region durchgeführt und die Abweichungen der Oberfläche von der Ebene als Rauheit interpretiert. Im Vergleich zu einer taktilen Messung ergab sich ein geringerer S_a Wert, der von den Autoren durch Unterschiede in der Abtastung und Abweichungen des Messortes erklärt wurde. Allerdings wurde in der Beschreibung der Methode nicht erläutert wie hinter-schneidende Elemente in der Oberfläche im Rauheitsparameter berücksichtigt werden, wodurch entsprechende Unterschiede erklärt werden könnten.

Fox et al. untersuchten die Oberflächentopographie additiv gefertigter Probekörper, indem die Höhe an jeder Koordinate als der höchste Punkt im Bildbereich des Übergangs vom Material zur Luft definiert wurde [175]. Auf diese Weise wurde eine wohldefinierte Oberfläche analog zu optischen Messverfahren erhalten. Indem der erste Punkt des Übergangs von Material zu Luft unterhalb der gefundenen Oberfläche als weitere Oberfläche definiert wurde, konnte eine Kartierung der oberflächennahen Porosität erstellt werden. Es wurden jedoch keine Rauheitswerte für die Oberfläche oder ähnliche analoge Metriken für die oberflächennahe Porosität berechnet. Außerdem konnte die Methode nicht auf kompliziertere Teile oder beliebige Oberflächen verallgemeinert werden.

CT zur Beurteilung von wechselbeanspruchten Oberflächen

In einer Übersichtsarbeit gelangten Sanaei und Fatemi zu der Einschätzung, dass die Oberflächenqualität den entscheidenden Faktor für die Wechselfestigkeit schwingend beanspruchter, PBF-LB gefertigter Bauteile im as-built Zustand darstellt [112]. Da von den Autoren in [128] gleichzeitig ein synergistischer Effekt der Oberflächenrauheit mit der oberflächennahen Porosität beschrieben wurde, ist für eine genaue Beurteilung der Werkstoffqualität eine Charakterisierung beider Eigenschaften vonnöten. Im Gegensatz zu optischen oder taktilen Messverfahren ist die μ CT in der Lage, in einer einzigen Messung sowohl die Rauheit als auch die Porosität zu charakterisieren. Kantzos et al. nutzten diesen Umstand,

um Simulationsmodelle der randnahen Schicht von additiv gefertigten zylindrischen Probekörpern mithilfe von Synchrotron-CT-Scans zu generieren [182]. Die Fertigung der Proben mit unterschiedlich großen Pulverfraktionen führte zwar zu unterschiedlichen Rauheiten, die Größe der auf der Oberfläche anhaftenden Partikel hatte jedoch keinen Einfluss auf die simulierte Kerbwirkung, wohingegen oberflächennahe Poren und Vertiefungen in der Oberfläche für Spannungsspitzen sorgten.

Die Charakterisierung von Oberflächen mittels μ CT wurde auch angewendet, um den versagenskritischen Defekt zu identifizieren. Persenot et al. konnte durch eine Untersuchung von PBF-EB gefertigten Probekörpern aus Ti6Al4V eine Menge von Vertiefungen identifizieren, von denen eine dem kritischen Defekt entsprach [178]. Dabei besaß der kritische Defekt nicht den höchsten \sqrt{area} Wert, jedoch eine größere Tiefe als andere Defekte. Zur Beurteilung der Oberflächendefekte wurde von Sanaei und Fatemi der Parameter $\sqrt{area_{eff}}$, der die Addition des \sqrt{area} Werts der Oberflächenpore und des \sqrt{area} Werts einer oberflächennahen Pore darstellt, vorgeschlagen [183]. Im Fall eines reinen Oberflächendefekts entspricht dieser ungefähr dem Wert von R_v bzw. S_v . Die Inhomogenität der Oberflächen sowie die schlechte Messbarkeit unzugänglicher Vertiefungen erschwerte eine einfache Korrelation der Werte jedoch. Gockel et al. fanden eine bessere Korrelation zwischen dem im μ CT gemessenen Wert von S_v und der Lebensdauer, als mit dem Wert aus einer optischen Messung [111]. Dies wurde mit der Verdeckung von Vertiefungen, wie zum Beispiel durch Anhaftung von Pulverpartikeln, bei der optischen Messung erklärt. Du Plessis und Beretta identifizierten Vertiefungen in der Oberfläche rechteckiger Biegeprüfkörper mit kreisförmiger Verjüngung aus AlSi10Mg mittels eines Soll-Ist-Vergleichs [184]. Die Proben versagten zum Teil an den Oberflächenvertiefungen und zum Teil an den Kanten der Proben. Durch die Dreipunktbiegebelastung ergab sich die Mitte der Probengeometrie als Ort der höchsten Beanspruchung, wodurch nicht unbedingt ein Versagen an der tiefsten Kerbe zu erwarten war.

Dastgerdi et al. extrahierte Linienprofile in axialer Richtung aus μ CT-Scans von Rundproben aus 316L [185]. Der $\sqrt{area_{eff}}$ Parameter wurde in ähnlicher Weise wie in [183] verwendet, um den kritischen Defekt vorherzusagen. Es wurden jedoch nur Profile in axialer Richtung mit einem hohen R_z Wert ausgewertet,

was sich auf den maximal gefundenen R_v Wert auswirkt. Dennoch konnte die Versagensstelle in einigen Fällen korrekt vorhergesagt werden, wobei kein quantitatives Maß für die Vorhersagequalität ermittelt wurde.

2.3 Forschungslücke

Aus dem dargelegten Stand der Forschung ergibt sich eine Reihe offener Fragen und Aufgabenstellungen. So mangelt es an spezialisierten Methoden um μ CT-Aufnahmen von additiv gefertigten Bauteilen hinsichtlich der Baustrategie quantitativ auswerten zu können. Insbesondere fehlen für die Auswertung von μ CT-Daten in komplexen Geometrien Metriken, die in Bezug auf die Scanstrategie des PBF-LB-Prozesses interpretierbar sind. Bestehende Arbeiten untersuchten hauptsächlich primitive Geometrien (Würfel bzw. Zylinder), wohingegen Auswertungen und Methoden für komplexe Geometrien fehlen. Insbesondere der Zusammenhang zwischen Geometrie, Scanstrategie und Porenverteilung sowie -morphologie ist in großen Teilen noch ungeklärt. Diese Zusammenhänge sollen in dieser Arbeit sowohl durch die klassische μ CT-Analyse als auch durch neu entwickelte Methoden aufgeklärt und daraus abgeleitete Prozessverbesserungen evaluiert werden.

Außerdem mangelt es an einer automatisierten, reproduzierbaren Methode zur Charakterisierung der Oberfläche komplex geformter Geometrien. Bisherige Arbeiten befassten sich lediglich mit einfachen Geometrien und ermöglichten keine statistische Auswertung der Rauheitsparameter. Zudem existieren nur wenige Arbeiten zur Charakterisierung der oberflächennahen Porosität im Zusammenhang mit der Bauteiloberfläche. Die hier entwickelte Methode soll daher auf komplexe Geometrien anwendbar sein und sowohl die komplette Bauteiloberfläche, als auch den oberflächennahen Bereich charakterisieren können und dabei eine visuelle Auswertung zum Auffinden kritischer Stellen im Bauteil bieten.

3 Material und Methoden

3.1 Material

Die Proben wurden aus gasverdüstertem Pulver der Legierung AlSi10Mg gefertigt. Das Pulver wurde vom Hersteller m4p GmbH bezogen. Die chemische Zusammensetzung des Pulvers ist in Tab. 3.1 dargestellt. Das Pulver wies ein D10 von 21,0 μm , D50 von 35,3 μm und ein D90 von 57,5 μm bei einer Füllichte von 1,5 g cm^{-3} auf.

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung des verwendeten AlSi10Mg Pulvers in Gew.-%.

Al	Fe	Si	Mg	Mn	Ti	Zn	Cu	Pb	Sn	Ni
Bal.	0,14	9,8	0,31	<0,01	0,01	0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01

3.2 Probengeometrien

Verschiedene Geometrien wurden additiv gefertigt, um sowohl die getrennte als auch überlagerte Betrachtung geometriespezifischer wie prozessspezifischer Effekte zu ermöglichen.

Um zunächst die getrennte Betrachtung prozessspezifischer Effekte durchzuführen, wurde eine würfelförmige Geometrie, im Folgenden als Geometrie A

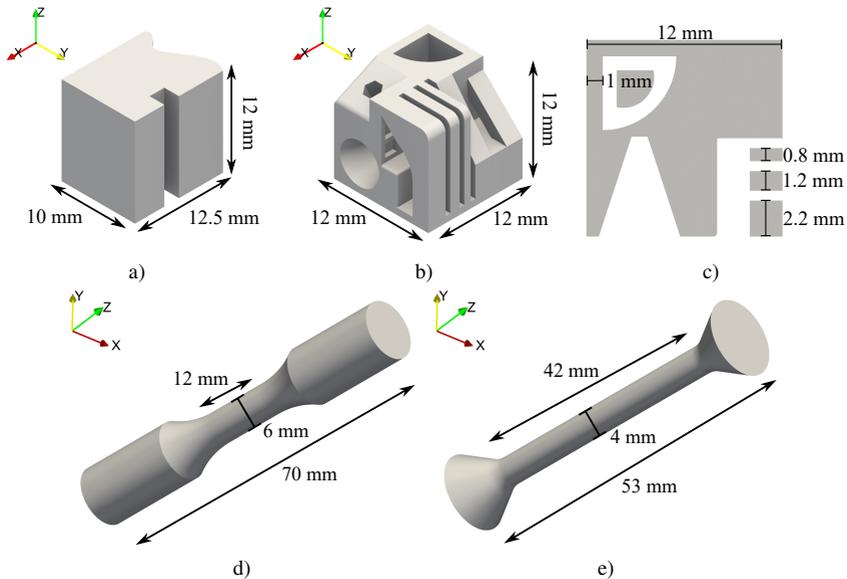


Abbildung 3.1: CAD-Darstellung der untersuchten Geometrien, die Z-Richtung entspricht der Aufbauichtung. a): Geometrie A, b): Geometrie B, c): Schnitansicht von Geometrie B, d): Geometrie C, e): Geometrie D.

bezeichnet, erstellt. Diese ist in Abb. 3.1a) dargestellt. Eine mittels Spline gekrümmte Seite und eine Nut erlauben es, die verschiedenen Seiten zu unterscheiden und ermöglichen eine eindeutige Registrierung der später gemessenen Daten. Darüber hinaus wurde eine komplexe Geometrie, im Folgenden als Geometrie B bezeichnet, erstellt. Diese ist in Abb. 3.1b) dargestellt und besteht aus verschiedenen geometrischen Elementen, wie dünnen Strukturen, Überhängen und Bohrungen. Mit dieser Geometrie soll getestet werden, welche geometrischen Faktoren die Sensitivität der Defektbildung gegenüber den Prozessparametern beeinflussen. Die dünnen „eingepprägten“ Strukturen der Geometrie haben eine Wandstärke von 0,5 mm, während die 45° Überhänge an der Vorderseite 0,8 mm, 1,2 mm und 2,2 mm Wandstärke aufweisen (siehe Abb. 3.1c)).

Abb. 3.1d) zeigt die Probengeometrie, die für die zyklischen Versuche verwendet wurde, die im Folgenden als Geometrie C bezeichnet wird. Der Probekörper

besitzt eine parallele Länge von 12 mm und einen Durchmesser von 6 mm. Geometrie D (Abb. 3.1e)) ist angelehnt an die „Zugprobe Form D“ entsprechend DIN 50125:2016-12 und besitzt einen Durchmesser von 4 mm und eine parallele Länge von 42 mm.

Für die Verwendung der Geometrien in der in Kap. 4.4 erläuterten Oberflächenanalyse, wurden diese als Oberflächennetze im STL-Format exportiert. Anschließend wurde das Oberflächennetz in MeshLab 2022.02 mittels „isotropic explicit remeshing“ [186] mit einer Ziellänge von 150 μm neu vernetzt.

3.3 Probenherstellung

3.3.1 Slicing

Orlas Slicer

Zur Erstellung der Druckjobs wurde zunächst die herstellereigene Software ORLAS Suite Version 6.1.0.13 verwendet. Diese wurde hauptsächlich für die anfänglichen Untersuchungen in Bezug auf die Prozessparameter verwendet. Aufgrund von Einschränkungen hinsichtlich der Einstellbarkeit von Trajektorien wurde im späteren Verlauf der Arbeit eine eigene Software verwendet.

Eigene Software

Neben dem herstellereigenen Tool „Orlas Slicer“ wurde auch eine eigene Software programmiert, um aus mit der Open-Source-Software „Ultimaker Cura“ erstellten Druckjobs, Druckjobs für den PBF-LB-Prozess zu erstellen. Die Funktionsweise der Software ist in Kapitel 4.2 näher erläutert. Für die Erstellung der Druckjobs wurde Cura Version 4.13.1 verwendet.

3.3.2 Additive Fertigung

Zur Fertigung der Proben wurde ein ORLAS Creator RA der O.R. Laser Technologie GmbH verwendet. Die Anlage ist mit einem 250 W Yb-Faserlaser ausgestattet und besitzt keine beheizbare Druckplatte. Aufgrund der Vielzahl der möglichen veränderbaren Prozessparameter wurden einige Prozessparameter konstant gehalten und nur eine Auswahl von Prozessparametern variiert. Die variierten Prozessparameter sind aus Gründen der Übersichtlichkeit jeweils im entsprechenden Teil der Arbeit dargelegt. Die Schichthöhe wurde auf $30\ \mu\text{m}$ und der nominelle Laserspotdurchmesser auf $40\ \mu\text{m}$ festgelegt. Wenn nicht anders gekennzeichnet, wurden die Proben mit 225 W Laserleistung, $1000\ \text{mm s}^{-1}$ Scangeschwindigkeit, $150\ \mu\text{m}$ Bahnabstand, zwei Konturbahnen und einer linearen Schraffurstrategie ohne „Skywriting“ mit 67° Rotation der Schraffur zwischen den Schichten hergestellt. Als Schutzgas wurde Argon verwendet. Die zur Beschreibung der Scanparameter verwendeten Begriffe werden in Kapitel 2.1.1 in Abb. 2.2 erläutert.

3.4 Mikrocomputertomographie

3.4.1 Aufnahmegerät

Zur Aufnahme der μCT -Messungen wurde ein Kegelstrahl CT des Typs YXLON Precision μCT verwendet. Für Geometrie A wurde eine Beschleunigungsspannung von 120 kV, ein Targetstrom von 0,06 mA und eine Auflösung von $9,8\ \mu\text{m}$, für Geometrie B eine Beschleunigungsspannung von 165 kV, ein Targetstrom von 0,06 mA und eine Auflösung von $10,1\ \mu\text{m}$, für Geometrie C eine Beschleunigungsspannung von 165 kV, ein Targetstrom von 0,04 mA und eine Auflösung von $4,1\ \mu\text{m}$ und für Geometrie D eine Beschleunigungsspannung von 165 kV, ein Targetstrom von 0,06 mA und eine Auflösung von $10,5\ \mu\text{m}$ verwendet. Für die Aufnahmen wurde das Reflexionstarget eingesetzt. Für jede Rekonstruktion wurden 1860 Projektionen über eine 360° Rotation auf einem Perkin Elmer

XRD1620 AN Flachdetektor mit 2048×2048 Pixeln mit einem Pixelabstand von 0,2 mm aufgenommen.

3.4.2 Bildverarbeitung

Die Bildrekonstruktion wurde mit VGStudio MAX unter Verwendung des FDK-Algorithmus mit Shepp-Logan-Filterung durchgeführt. Vor den Analysen wurden die Aufnahmen auf den Untersuchungsbereich zugeschnitten und entlang der Aufbaurichtung ausgerichtet.

Die für die Porenanalyse notwendige Segmentierung des Bildes wurde mithilfe der Oberflächenbestimmung von VGStudio MAX und anschließender Anwendung des „VGEasyPore“ Moduls durchgeführt. Dabei wurde der relative Modus verwendet und der Kontrastparameter iterativ eingestellt und anhand des visuellen Vergleichs des Ergebnisses mit dem Eingabebild beurteilt. Für die Analyse der Poren wurde zum einen auf die in „VGEasyPore“ enthaltene Porenanalyse, und zum anderen auf das Open-Source Analysetool MorphoLibJ innerhalb des Programmpakets Fiji bzw. ImageJ zurückgegriffen [140, 187]. Weiterhin wurde für die Porenanalyse im Rahmen der Korrelation des Laserpfades mit 2.5D (schichtweisen) Morphologiedeskriptoren, die in ITK enthaltene morphologische Analyse verwendet [141, 144]. Im Rahmen der Arbeit wurde die Sphärizität S mittels ITK und MorphoLibJ nach Gleichung 2.7 berechnet. Für die Sphärizität gilt dabei $0 < S \leq 1$, wobei annähernd kugelförmigen Poren hohe Werte und unregelmäßigen Poren niedrige Werte zugeordnet werden. Entsprechend wurde für 2D Bilder die Zirkularität nach Gleichung 2.8 berechnet.

Für die Analyse der Porenmorphologie wurden alle Defekte mit weniger als 27 Voxeln Volumen von der Analyse ausgeschlossen, da kleinere Poren für eine Formanalyse nicht ausreichend aufgelöst werden können. Bei Annahme einer sphärischen bzw. kubischen Form der kleinsten Pore entspricht dies bei einer Auflösung von $10 \mu\text{m}$ einem Durchmesser von $30 \mu\text{m}$. Darüber hinaus verhindert dieses Kriterium die Fehlerkennung von einzelnen von Rauschen betroffenen Voxeln als Poren. Die Analysealgorithmen, die im Rahmen der Arbeit programmiert wurden, werden näher in Kap. 4 erläutert.

Um die Verteilung der Porosität in den Proben besser sichtbar zu machen, wird im Laufe der Arbeit zum Teil auf eine Projektion der Bilddaten zurückgegriffen. Die Funktion wird in ImageJ als „Z-Projektion“ und in VGStudio MAX als „Dickenschicht“ bezeichnet. Wenn h, k, l die Bildindizes eines Voxels mit dem Grauwert $g_{h,k,l}$ in einem μ CT-Bild bezeichnen und die Projektion in die Richtung des dritten Index durchgeführt wird, errechnet sich der Grauwert $g_{h,k}$ am Index h, k im resultierenden Projektionsbild durch:

$$g_{h,k} = \min_{\forall l \in L} g_{h,k,l} \quad (3.1)$$

wobei L der Menge der beinhalteten Indizes in der dritten Dimension des Projektionsbildes entspricht.

3.5 Ermüdungsversuche

Ermüdungsversuche wurden auf einer elektromechanischen Prüfmaschine der Firma Instron GmbH durchgeführt. Die Versuche wurden spannungskontrolliert mit uniaxialer Last ohne Mittelspannung bei einer Frequenz von 25 Hz bis zu einer Grenzlastspielzahl von 10^7 Lastspielen ausgeführt. Die Proben besaßen eine Messstrecke von 12 mm und einen Durchmesser von 6 mm (siehe Abb. 3.1d)), wobei die as-built Oberfläche im Einspannbereich durch Abdrehen entfernt wurde, um die Geradheit der Proben sicherzustellen. Es wurden Lasthorizonte im Bereich zwischen 20 MPa und 150 MPa geprüft, um zwei Lasthorizonte mit resultierenden Bruchlastspielzahlen von jeweils etwa $N_B \approx 10^4$ und $N_B \approx 10^5$ zu finden. Auf diesen Lasthorizonten wurden anschließend jeweils 7 Proben geprüft.

3.6 Materialgraphische Untersuchungen

Zur Präparation der Proben für die lichtmikroskopische Untersuchung wurden die Proben in Harz eingebettet und 90 s pro Körnung (600, 1000, 2500, 4000)

mit einer Anpresskraft von 10 N und einer Umdrehungsgeschwindigkeit von 150 min^{-1} geschliffen, während der Probenhalter mit 60 min^{-1} gegenläufig rotierte. Die Proben wurden 5 min mit $3 \mu\text{m}$ Diamantsuspension poliert und anschließend mit Oxidpoliersuspension 5 min poliert. Zuletzt wurden die Proben 1,5 min lang mit einer 2 % NaOH-Lösung geätzt. Die Aufnahmen wurden mit einem Mikroskop vom Typ Zeiss Axiovert 200 MAT durchgeführt.

3.7 Bruchflächenuntersuchung

Die Bruchflächen wurden mit einem Wild Heerbrugg M420 ZOOM Makroskop mit einer $6,3\times$ Vergrößerung untersucht. Weiterhin wurden Bruchflächen untersucht, indem die Proben mit Leitlack auf einem Probenhalter befestigt und in einem Rasterelektronenmikroskop LEO Gemini 1530 (Carl Zeiss AG) analysiert wurden. Die Aufnahmen wurden mit einer Beschleunigungsspannung von 20 kV mit einem Sekundärelektronen Inlens-Detektor erstellt.

3.8 Hydrostatische Dichtemessung

Die Messung der Dichte der Proben nach dem Prinzip von Archimedes wurde mit dem Dichtekit der Firma Mettler Toledo auf einer Mettler Toledo ME204T/00 Analysenwaage mit einer Ablesbarkeit von 0,1 mg bestimmt. Zur Messung wurde das Gewicht der Proben an Luft und unter Wasser mit zugesetzten Tensiden zur Reduktion der Oberflächenspannung gemessen. Relative Werte für die Dichte bzw. die Porosität wurden gegenüber einer Referenzdichte von $2,67 \text{ g cm}^{-3}$ für das Vollmaterial bestimmt.

3.9 Konfokalmikroskopie

Zur Messung der Oberflächenrauheit wurde ein Konfokalmikroskop μ surf der Firma NanoFocus AG mit einem $10\times$ Objektiv mit einer numerischen Apertur von 0,30 verwendet. Die Messungen wurden in der Software MountainsMap 7.2 vom Hersteller Digital Surf ausgerichtet, visualisiert und die Oberflächenparameter nach DIN EN ISO 25178-2:2012-09 [89] berechnet.

4 μ CT-Analysealgorithmen für die additive Fertigung

Die im Folgenden vorgestellten Algorithmen wurden in Microsoft Visual Studio 2019 in C++ implementiert. Die Quelldateien sowie die statisch kompilierten Binärdateien stehen unter Sourceforge (<https://sourceforge.net/projects/ctfam>) oder unter Github (<https://github.com/IAM-WK>) zur Verfügung.

4.1 G-code Analyse und Visualisierung

Zur Untersuchung des Zusammenhangs zwischen den im μ CT gemessenen Defektstrukturen und der Belichtungsstrategie der Proben ist es zunächst notwendig, den G-code analysieren und visualisieren zu können. Die Darstellung der Maschinenanweisungen aus dem G-code in grafischer Form erleichtert die „manuelle“ Suche nach spezifischen Stellen im Laserpfad im Zusammenhang mit

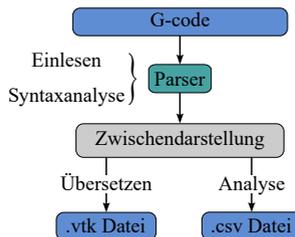


Abbildung 4.1: Ablauf der Übersetzung des G-codes in eine in Paraview darstellbare Form mit statistischer Analyse.

markanten Defekten. Eine automatisierte statistische Analyse der Maschinenanweisungen erlaubt darüber hinaus vergleichende Beurteilungen verschiedener Scanstrategien anhand von Bewertungsmetriken.

Zur Entwicklung des Programms wurde ein modularer Ansatz gewählt, der in Abb. 4.1 als Flussdiagramm dargestellt ist. Ein sog. „Parser“ übernimmt das Einlesen, die Syntaxanalyse und die Überführung des G-codes in eine interne Zwischendarstellung. Hierfür werden die Koordinaten sowie verschiedene Scanparameter in jedem Pfadpunkt als Feldvariable gespeichert. Die Pfadpunkte zwischen Schaltungspunkten des Lasers werden in Subpfaden gespeichert, welche wiederum in einer Struktur als Gesamtpfad gespeichert werden. Diese Zwischendarstellung kann anschließend mittels einer statistischen Analyse ausgewertet werden, um verschiedene Bewertungsmetriken zu errechnen. Diese Metriken beinhalten die Länge des Pfades mit bzw. ohne eingeschalteten Laser sowie die Anzahl der Schaltvorgänge und durchschnittliche Länge einzelner Teilpfade. Die Visualisierung des G-codes wird durch eine Übersetzung der Zwischendarstellung in eine .vtk Datei realisiert. Dabei wird der Pfad als Polygonzug bzw. als „vtk Polyline“ gespeichert, sowie die Maschinenparameter und Analysezielgrößen als Felder über den Punkten des Polygonzugs abgebildet. Die Daten können durch Öffnen der .vtk Datei in Paraview [188] visualisiert werden. Die Maschinenparameter, wie etwa die Scangeschwindigkeit oder die Laserleistung, und die Analysezielgrößen, wie bspw. die Länge des Pfades, können hier als Farbfeld auf dem Pfad dargestellt werden.

Ein Vorteil des modularen Programmdesigns besteht darin, dass einzelne Module für verschiedene Zwecke verwendet werden können. So kann der Parser auch genutzt werden, um die im Folgenden dargestellten Analyse- und Korrelationsalgorithmen zu erzeugen. Weiterhin muss zur Übertragung auf ein anderes additives Fertigungsverfahren lediglich das Parsermodul ausgetauscht werden. Die Übersetzung der Zwischendarstellung in die .vtk Datei kann dann wiederverwendet werden. Genauso können die im Folgenden dargestellten Analyse und G-code Generierungsalgorithmen mit Maschinencodes für andere Prozesse verwendet werden. Die Verwendung der G-code Korrelation mit 3D-Morphologiedeskriptoren wurde beispielsweise in der eigenen Veröffentlichung [189] auch auf G-codes aus dem FFF-Verfahren (Fused-Filament-Fabrication-Verfahren) angewandt.

4.2 G-code Generierung und Manipulation

Das folgende Unterkapitel basiert auf den in der Veröffentlichung [190] beschriebenen eigenen Arbeiten. Aufgrund der weiteren Entwicklung und besseren Einstellbarkeit im Vergleich zum herstellereigenen Orlas Slicer, wurde für die vorliegende Arbeit ein Konzept entwickelt, um G-code aus dem FFF-Verfahren plattformübergreifend zu nutzen. Slicer für das FFF-Verfahren bieten mehr Einstellmöglichkeiten in Bezug auf Scanmuster und Bahnabstände. Außerdem sind sie größtenteils quelloffen verfügbar, sodass sie leichter modifiziert werden können. Im Rahmen dieser Arbeit wurde mit dem Open-Source-Slicer „Cura“ gearbeitet, wobei die Software mit anderen FFF-Slicer-Programmen kompatibel ist. Abb. 4.2 zeigt den logischen Ablauf des Algorithmus, der aus FFF G-code PBF-LB G-code erzeugt.

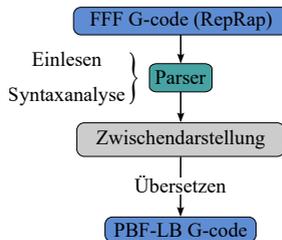


Abbildung 4.2: Ablauf der Übersetzung des FFF G-codes in PBF-LB G-code

Zunächst wird der G-code wieder mithilfe des Parsers aus der FFF G-code Datei in die programminterne Zwischendarstellung überführt. Anschließend wird die Zwischendarstellung unter Verwendung geeigneter Interpretationsregeln in PBF-LB G-code übersetzt. Die Zwischendarstellung dient dabei als Ausgangspunkt. Neben dem Druckpfad enthält sie verschiedene Informationen wie bspw. die Extrusionsmenge, Düsentemperatur und die Vorschubgeschwindigkeit. Beim Übersetzen in PBF-LB G-code werden diese Parameter nun neu interpretiert. Die Angabe einer Extrusionsmenge bei der Anfahrt eines Punktes wird als „Laser-an“ Befehl interpretiert, eine Extrusionsmenge von 0 als „Laser-aus“. Weiterhin wird die Düsentemperatur in °C als die Laserleistung in % interpretiert.

```
1 [...]
2 M104 S89
3
4 G0 F1020 X5.925 Y5.925 Z0.03
5
6 G1 X-5.925 Y5.925 E0.00836
7 G1 X-5.925 Y-5.925 E0.00836
8 G1 X5.925 Y-5.925 E0.00836
9 G1 X5.925 Y5.925 E0.00836
10
11 G0 X5.775 Y5.775
12 [...]
```

Listing 4.1: FFF G-code

```
1 [...]
2 N5 G600 89.00
3 N6 F 1020
4 N7 G01 X5.925 Y5.925 Z0.000
5 N8 M45
6 N9 G01 X-5.925
7 N10 G01 Y-5.925
8 N11 G01 X5.925
9 N12 G01 Y5.925
10 N13 M46
11 N14 G01 X5.775 Y5.775
12 [...]
```

Listing 4.2: PBF-LB G-code

Ein Beispiel ist in den beiden Codeausschnitten gezeigt. Das Listing 4.1 zeigt einen Ausschnitt aus FFF G-code, während Listing 4.2 daraus übersetzten PBF-LB G-code zeigt. Zum Beispiel wurde der Befehl „M104 S89“, der die Düsentemperatur auf 89 °C setzt, in Zeile zwei in „G600 89.00“, der die Laserleistung auf 89 % der Maximalleistung (250 W) stellt, übersetzt. Anstelle der Befehle für den Vorschub der Extrusionsachse („E0.00836“), wird vor die entsprechenden Befehle ein M45 Befehl zum Aktivieren und hinter die entsprechenden Befehle ein M46 Befehl zum Deaktivieren des Lasers gesetzt. Die Befehlssyntax ist als maschinenspezifisch zu bewerten, jedoch sollte der ähnliche Aufbau anderer Maschinensteuerungen eine einfache Übertragung durch Austausch der jeweiligen Schlüsselwörter erlauben.

Der Zwischencode kann auch der einfachen Modifikation von Scanpfaden dienen. So lassen sich beispielsweise durch Umsortierung und Löschen die Bewegungsbefehle aus dem FFF, in denen der Slicer die Düse in komplexen Mustern zwischen den Druckbefehlen führt, um das Ziehen von Fäden zu vermeiden (sog. „Stringing“), im PBF-LB in direkte Pfade umwandeln, um den Pfad zu vereinfachen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde außerdem ein Algorithmus implementiert, der die Reihenfolge, in der einzelne Bauteile in einer Schicht belichtet werden, zyklisch permutiert. Dabei wird die Reihenfolge der Bauteile so verändert, dass eine späte Belichtung auf eine frühe Belichtung in der vorherigen Schicht folgt.

Während der Arbeiten zeigte sich, dass dieses Vorgehen die Auswirkungen des thermischen Linseneffekts (siehe [191]) auf der verwendeten Anlage weitgehend neutralisieren kann.

4.3 G-code Korrelation mit μ CT-Daten

Um ein vertieftes Verständnis des Zusammenhangs zwischen Pfadcharakteristika und der Entstehung von Poren zu erlangen, werden Algorithmen benötigt, um zunächst Korrelationen zwischen den beiden Größen zu finden. Auf Basis dieser Korrelationen können dann mechanistische Zusammenhänge untersucht werden. Im Rahmen dieser Arbeit wurde zunächst ein Korrelationsalgorithmus auf Basis dreidimensionaler Porenanalysedaten entwickelt, der in Unterkapitel 4.3.1 erläutert wird, und schließlich ein Algorithmus auf Basis zweieinhalbdimensionaler, d.h. schichtweiser Analysedaten, der in Unterkapitel 4.3.2 erläutert wird.

4.3.1 Korrelation mit 3D-Morphologiedeskriptoren

Das folgende Unterkapitel basiert auf den in der eigenen Veröffentlichung [189] beschriebenen Arbeiten. Gegenüber dem bereits publizierten Algorithmus wurde die Pfadzuordnung ohne Interpolation der Pfadpunkte implementiert, wodurch die Genauigkeit und die Laufzeit des Programms verbessert wurden.

Zur Vorbereitung müssen zunächst die in Abb. 4.3 als Flussdiagramm schematisch dargestellten Schritte durchgeführt werden. Abb. 4.3a) zeigt dabei die Prozedur zur Registrierung des Pfades auf das μ CT-Bild. Hierfür werden sowohl das μ CT-Bild als auch der als .vtk Datei vorliegende Laserpfad (siehe Kap. 4.1) in Paraview ([188]) visualisiert. Durch Rotation und Verschiebung des dargestellten Laserpfades werden die für die räumliche Übereinstimmung notwendigen Translations- sowie Rotationsvektoren ermittelt. Die Übereinstimmung wird durch die Ausrichtung der Konturpfade mit den Bauteilkonturen bewertet. Die meisten Bauteile sowie die in dieser Arbeit verwendeten Bauteile erfüllen die

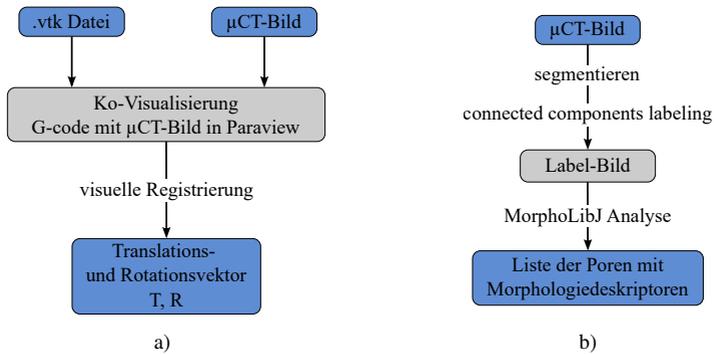


Abbildung 4.3: Preprocessing der μ CT und G-code Daten für den Korrelationsalgorithmus. a): Registrierung des Pfades aus dem G-code auf das μ CT-Bild. b): Morphologische Analyse des μ CT-Bilds mittels MorphoLibJ.

für die Eindeutigkeit der Registrierung notwendige Bedingung einer Asymmetrie zwischen den Achsen. Abb. 4.4a) zeigt die Ko-Visualisierung des G-code mit dem μ CT-Bild anhand eines Beispiels. Die Kontur- bzw. Schraffurpfade sind dabei in verschiedenen Farben dargestellt.

Abb. 4.3b) zeigt die Bildverarbeitungskette zur Gewinnung der morphologischen Deskriptoren der Poren aus dem μ CT-Bild. Dazu wird das Bild zunächst, wie in Kap. 3.4.2 erläutert, segmentiert und anschließend einzelne, zusammenhängende Bereiche erkannt. Die Erkennung der zusammenhängenden Bereiche wird über ein „connected components labeling“ realisiert, welches die Nachbarschaftsbeziehungen der Pixel nutzt, um das Binärbild in ein sogenanntes „Label-Bild“ zu überführen, in welchem jedes einzelne Objekt einen eigenen eindeutigen Grauwert besitzt [140, 141]. Die zusammenhängenden Bereiche entsprechen dabei den einzelnen Poren. Dieser Prozess ist in Abb. 4.4b) schematisch dargestellt, wobei die unterschiedlichen Grauwerte zur besseren Unterscheidbarkeit mit unterschiedlichen Farben visualisiert werden. Anschließend wird das Label-Bild mit der 3D-Analyse von MorphoLibJ analysiert, um Morphologiedeskriptoren für jede Pore zu berechnen [144].

Der Korrelationsalgorithmus ist in Abb. 4.5 als Flussdiagramm dargestellt. Für die im Folgenden erläuterten Korrelationsanalysen ist es zunächst notwendig,

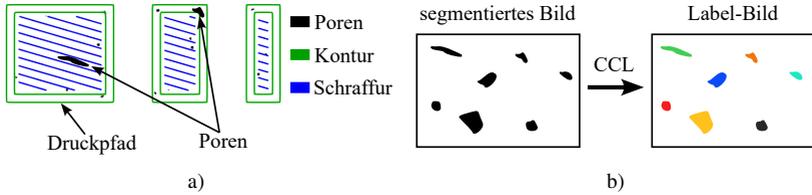


Abbildung 4.4: a): Ko-Visualisierung der Poren aus dem μ CT-Bild mit den Druckpfaden aus dem G-code. b): Schematische Darstellung des Ergebnisses eines „connected components labeling“ (CCL). Die unterschiedlichen Grauwerte sind als unterschiedliche Farben dargestellt.

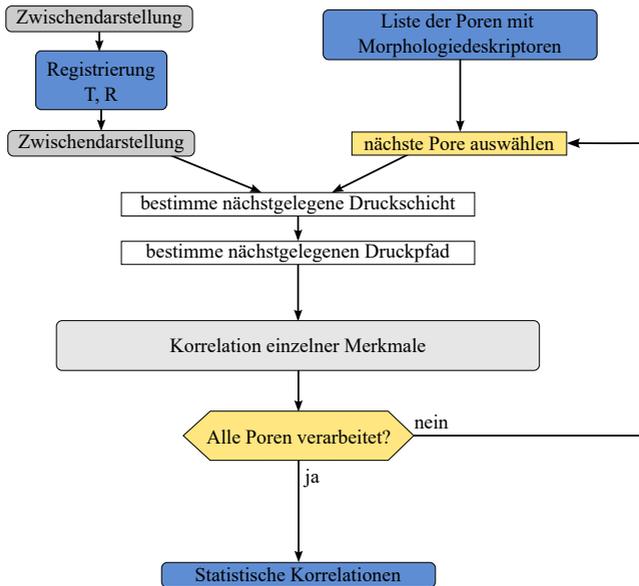


Abbildung 4.5: Flussdiagramm des Algorithmus zur Zuordnung von Poren zu Pfaden und zur Korrelation der Porendeskriptoren mit den G-code Daten.

den „zugehörigen“ Pfadpunkt zu der jeweiligen Pore zu finden. Um den Rechenaufwand zu reduzieren, wird zunächst die euklidische Distanz zwischen dem Schwerpunkt der Pore und allen Druckschichten bestimmt. Da sich der gesuchte Pfad leicht oberhalb oder unterhalb einer Druckschicht befinden kann, wird die Suche in den beiden nächstgelegenen Ebenen durchgeführt. Innerhalb der Ebenen wird nun die euklidische Distanz des Porenschwerpunkts zu allen Pfadvektoren berechnet und schließlich der Teilpfad mit der kleinsten Distanz zum Porenschwerpunkt ausgewählt.

Zwischen der Pore und dem zugeordneten Pfad können anschließend verschiedene Metriken berechnet und statistisch erfasst werden. Alle dargestellten Metriken können sowohl nach der Anzahl der Poren, als auch nach dem Volumen der Poren gewichtet werden. Die Berechnung der Metriken ist in Abb. 4.6 dargestellt. Eine Klassifizierung des zugeordneten Teilpfades in Schraffur und Kontur (innere bzw. äußere Konturbahnen) ermöglicht die Analyse der Verteilung der Poren auf verschiedene Pfadklassen und die Darstellung der Ergebnisse in einem Histogramm. Darüber hinaus ermöglicht die Klassifizierung eine Trennung der anderen Metriken nach Kontur und Schraffur. Weiterhin wird die Länge des Pfades einer Pfadlängenkategorie zugeordnet und schließlich die Anzahl sowie das Volumen aller Poren in den Pfadlängenkategorien als Histogramme dargestellt. Dabei werden die Anzahl bzw. das Volumen auf die Gesamtlänge aller Pfade der jeweiligen Klasse normiert, um statistische Verzerrungen auszuschließen. Wenn also Pfade einer bestimmten Länge im Bauteil relativ häufig vorliegen, wird der höheren Wahrscheinlichkeit der Zuordnung zu einer Pore durch die Betrachtung der relativen Porendichten entgegengewirkt.

Zuletzt wird die relative Ausrichtung der Pore zum Pfad beurteilt. Dazu werden zunächst Poren aus der Liste gefiltert, die nicht sinnvoll analysiert werden können. Für diese Analyse sind insbesondere die irregulären Poren von Interesse, da die Gasporen aufgrund ihrer sphärischen Form keine Ausrichtung besitzen. Zur Unterscheidung werden hierbei mehrere von MorphoLibJ berechnete Metriken verwendet, wobei zunächst nach dem Volumen gefiltert wird, da für sehr kleine Poren aufgrund der Auflösungsgrenze die Form nicht hinreichend genau gemessen werden kann. Als Grenze wird hierbei die Größe von 27 Voxeln (3^3 Voxeln) gewählt. Weiterhin werden nur Poren betrachtet, die eine Sphärizität $< 0,8$

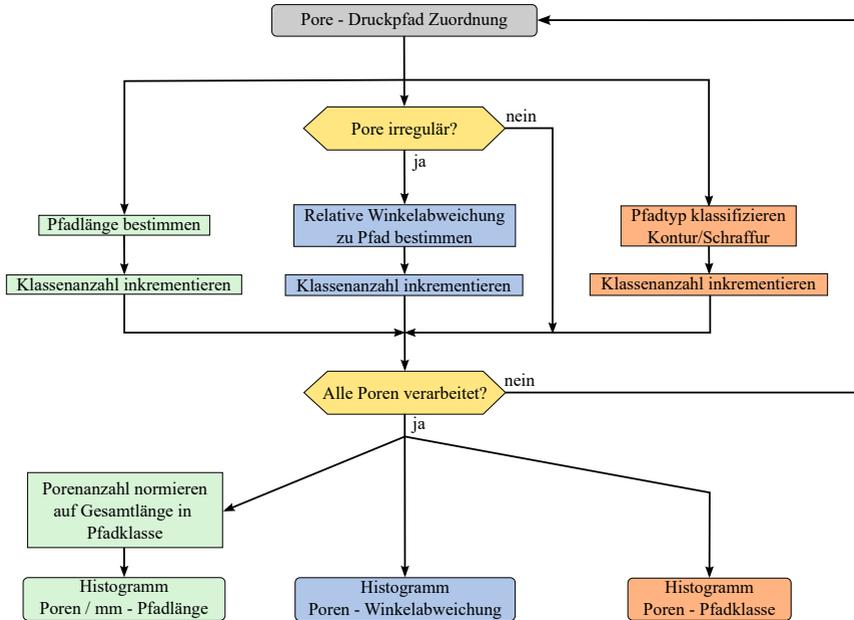


Abbildung 4.6: Flussdiagramm des Algorithmus zur Berechnung der Merkmale.

(siehe Kap. 3.4.2) aufweisen und deren Aspektverhältnis der größten Hauptachsen $> 1,35$ ist. Die Hauptachsen werden dabei über die Bildmomente zweiter Ordnung berechnet.

Die räumliche Ausrichtung der Poren wird aus den von MorphoLibJ berechneten Formdeskriptoren entnommen. Für jede Pore wird dabei ein Ellipsoid berechnet, welches eine äquivalente Trägheit (Bildmoment zweiter Ordnung) gegenüber der Pore besitzt [192]. Ein solches äquivalentes Ellipsoid ist in Abb. 4.7a) dargestellt. Aus der Ausrichtung der Hauptachse des Ellipsoids, sind nun für die spätere Analyse zwei beschreibende Winkel von Interesse: Der Elevationswinkel (β) beschreibt den Winkel gegenüber der XY-Ebene, während der Azimutwinkel (α) den Winkel zwischen der auf die XY-Ebene projizierten Hauptachse und der x-Achse beschreibt. Der Elevationswinkel gibt also Aufschluss darüber, wie die Pore gegenüber der Baurichtung orientiert ist, während der Azimutwinkel die Information über die Ausrichtung innerhalb der Bauebenen enthält. Abb. 4.7b)

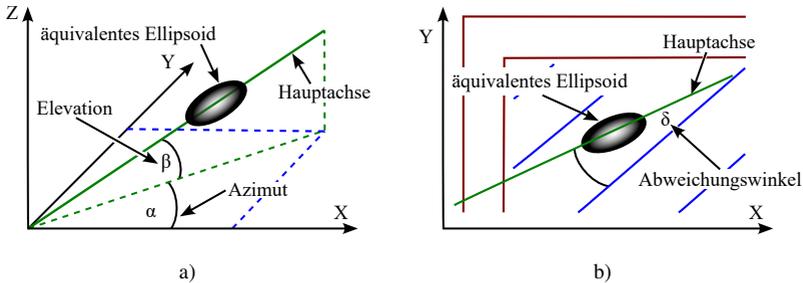


Abbildung 4.7: a): Definition der von MorphoLibJ berechneten Elevations- und Azimutwinkel für die Orientierung der äquivalenten Ellipsoide. b): Definition des Abweichungswinkels zwischen dem Azimutwinkel des äquivalenten Ellipsoids und der lokalen Orientierung des Pfades.

zeigt die Definition der Berechnung des Abweichungswinkels (δ) aus dem Azimutwinkel und der lokalen Ausrichtung des zugeordneten Laserpfads. Um eine eindeutige Definition des Winkels sicherzustellen, wird immer der spitze Winkel zwischen den beiden Orientierungen verwendet, d.h. der Abweichungswinkel ist $\leq 90^\circ$.

4.3.2 Korrelation mit 2,5D-Morphologiedeskriptoren

Dieser Algorithmus ist hinsichtlich seiner Funktionsweise mit dem in Kap. 4.3.1 vorgestellten Algorithmus vergleichbar, allerdings werden die Poren schichtweise analysiert. Die Verbindung von Poren über mehrere Schichten hinweg führt zu einer resultierenden Orientierung der Poren in Aufbaurichtung, welche nicht aus der Platzierung der Pfade in einer einzelnen Schicht herrührt. Durch die ausschließliche Betrachtung von Bildbereichen, die innerhalb der betrachteten Schicht liegen, können diese Effekte ausgeschlossen werden und der Entstehung von Poren innerhalb einer Schicht Rechnung getragen werden. Das Programm wurde unter Verwendung der Insight-Toolkit-Bibliothek (ITK) [193] implementiert.

Als Vorbereitung muss zunächst, wie bei der zuvor vorgestellten Methode, die Registrierung zwischen dem μ CT-Bild und dem G-code durchgeführt werden.

Dies kann vergleichbar mit dem oben beschriebenen Vorgehen (siehe Abb. 4.3a)) durchgeführt werden. Der anschließende Ablauf ist in Abb. 4.8 dargestellt. Im Gegensatz zur zuvor vorgestellten Methode wird der G-code nicht nur für die Korrelation benötigt, sondern auch um die Bildanalyse schichtweise durchführen zu können. Hierfür wird zunächst die korrespondierende Position des Mittelpunkts der aktuellen Druckschicht im μ CT-Bild ermittelt und die entsprechende Schichtdicke aus dem μ CT-Bild ausgeschnitten. Anschließend wird das 3D-Bild durch eine Minimum-Projektion (siehe Kap. 3.4.2) in ein 2D Bild umgewandelt, um

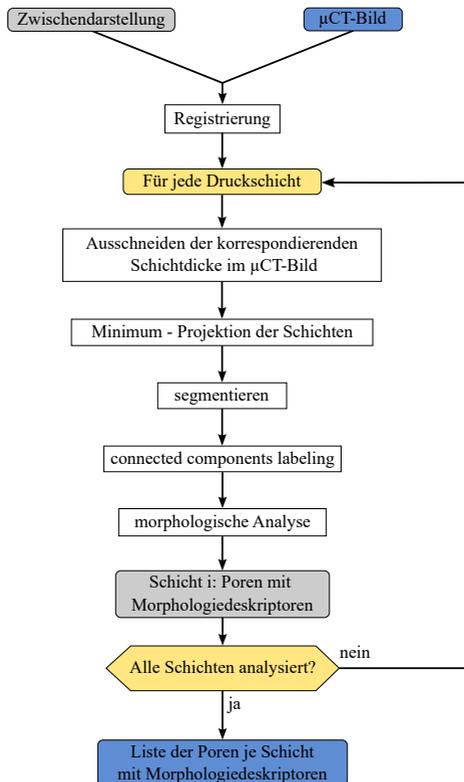


Abbildung 4.8: Flussdiagramm des Algorithmus zur Korrelation der schichthaften Porendeskriptoren von ITK mit den G-code Daten.

um die Position und Form der Poren leichter in Bezug auf den Pfad auswerten zu können. Etwaige Variationen der Morphologie der Poren innerhalb einer Schicht werden damit vernachlässigt, da angenommen wird, dass diese nicht in kausalem Zusammenhang mit dem Pfad dieser Schicht stehen.

Anschließend werden die Projektionen mithilfe von ITK segmentiert und unter Verwendung des „connected components labeling“ in ein Label-Bild zusammenhängender Bereiche überführt [141]. Die morphologischen Parameter der Poren werden ebenfalls mit den in ITK vorhandenen Funktionen berechnet. Die erhaltene Liste der Poren in der aktuellen Schicht wird nun mit den morphologischen Deskriptoren gespeichert und die Berechnung für die nächste Schicht ausgeführt. Nachdem die Poren für jede Schicht analysiert wurden, wird die Zuordnung der Poren zu den Pfaden (siehe Abb. 4.5) und die Korrelation der Poren mit den Pfadmerkmalen (siehe Abb. 4.6) analog zu der in Kap. 4.3.1 dargestellten Methode ausgeführt. Um für die Winkelabweichungsberechnung zu kleine oder zu sphärische Poren auszuschließen, wird hier für die 2D Parameter statt des Volumengrenzwerts ein Flächengrenzwert von 8 Pixeln benutzt und statt der Sphäritätsgrenze eine Zirkularitätsgrenze (siehe Kap. 3.4.2) von 0,8 verwendet. Für das Mindestaspektverhältnis wird weiterhin die Grenze von 1,35 verwendet. Die Metriken werden anschließend wieder nach Anzahl bzw. nach projizierter Fläche der Poren berechnet.

4.4 Oberflächenanalyse

Das folgende Unterkapitel basiert auf den in der Veröffentlichung [194] beschriebenen eigenen Arbeiten. Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine Methode entwickelt um das Oberflächenprofil, die Rauheitsparameter sowie die oberflächennahe Porosität orts aufgelöst aus μ CT-Daten zu ermitteln, indem um jedes Dreieck eines CAD-Netzes (die STL-Datei, die zum Fertigen der Bauteilgeometrie verwendet wurde) eine korrespondierende Positionierung eines Messfensters im μ CT-Bild bestimmt wird. Die Informationen aus dem CAD-Netz werden verwendet, um die Normalenrichtung der Oberfläche im μ CT-Bild zu bestimmen und die nominelle Form aus der Messung zu entfernen. Darüber hinaus wird die oberflächennahe Porosität gemessen und Charakteristika analog zu den Rauheitsparametern für die oberflächennahe Porosität in jedem Messfenster berechnet. Durch eine Anpassung der Vernetzungsdichte kann die Anzahl der Messpunkte auf der Geometrie gesteuert werden. Zur Visualisierung können die Parameter auf dem Eingabernetz dargestellt oder über eine .csv Ausgabedatei statistisch analysiert werden.

Die Methode wurde unter Verwendung der Bibliotheken ITK, der „Computational Geometry Algorithms Library“ (CGAL) und Boost implementiert [193, 195, 196]. Zunächst ist es notwendig, ein Messfenster um jedes Dreieck des CAD-Netzes zu definieren. Der entsprechende Algorithmus ist in Abb. 4.9 als Flussdiagramm dargestellt. Zuerst wird ein Dreieck ausgewählt und alle benachbarten Dreiecke gesucht, die zwei Bedingungen erfüllen: Die Eckpunkte der benachbarten Dreiecke liegen innerhalb eines definierten Radius zum Mittelpunkt des ausgewählten Dreiecks und die Winkelabweichung zwischen der Normale des ausgewählten Dreiecks und der Nachbardreiecke ist kleiner als ein definierter Winkel. Aus der resultierenden Gruppe der Dreiecke wird eine orientierte Begrenzungsbox berechnet, deren Hauptachse zusammen mit der gemittelten Normale der Dreiecke und dem Kreuzprodukt dieser beiden Vektoren die drei Einheitsvektoren des gesuchten Bildkoordinatensystems ergibt. Die orientierte Begrenzungsbox wird dabei durch Anwendung des „Bykat Convex Hull“ Algorithmus und anschließender Anwendung des „Rotating Caliper“ Algorithmus gefunden

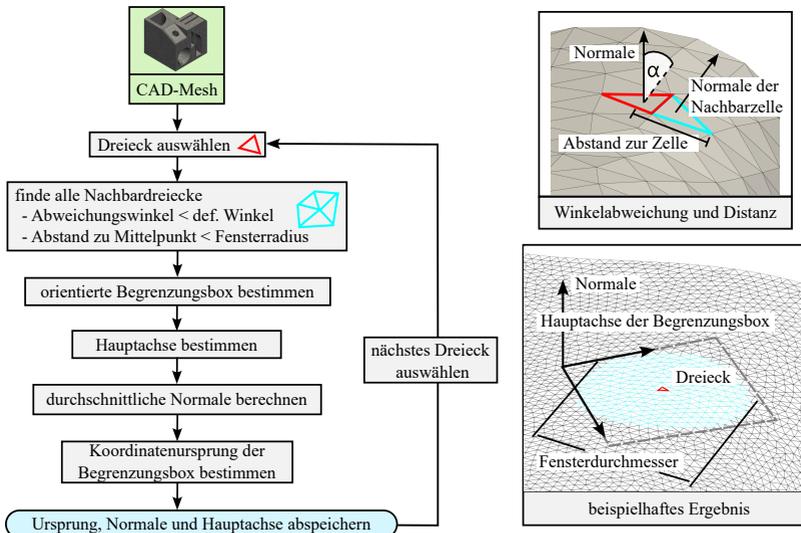


Abbildung 4.9: Flussdiagramm des Algorithmus zur Gruppierung von Dreiecken mit Skizze der Winkelabweichung und des Abstands zum gewählten Dreieck sowie beispielhafte gruppierte Flächen (hellblau) um das gewählte Dreieck (rot), nach [194].

[197–200]. Mithilfe dieses Bildkoordinatensystems wird später am Ursprung der Begrenzungsbox ein Messvolumen aus dem μ CT-Bild in Normalenrichtung geschnitten.

Der zweite Teil des Algorithmus ist in Abb. 4.10 dargestellt. Zuerst werden das CAD-Netz und das μ CT-Bild eingelesen und das μ CT-Bild auf das CAD-Netz registriert. Anschließend wird eine binäre Maske zur Unterscheidung der Umgebungsluft im μ CT-Bild erstellt. Dazu wird eine Segmentierung des μ CT-Bilds mit anschließendem „connected components labeling“ durchgeführt. Das Objekt, welches die meisten Pixel des Bildrands enthält, wird als „Luftmaske“ klassifiziert.

Die nachfolgenden Schritte werden nun für jede der Dreiecksgruppen ausgeführt (siehe Abb. 4.9). Das μ CT-Bild und die Luftmaske werden in Richtung der Normalen neu geschnitten, wodurch die Oberfläche im μ CT-Bild in Richtung der

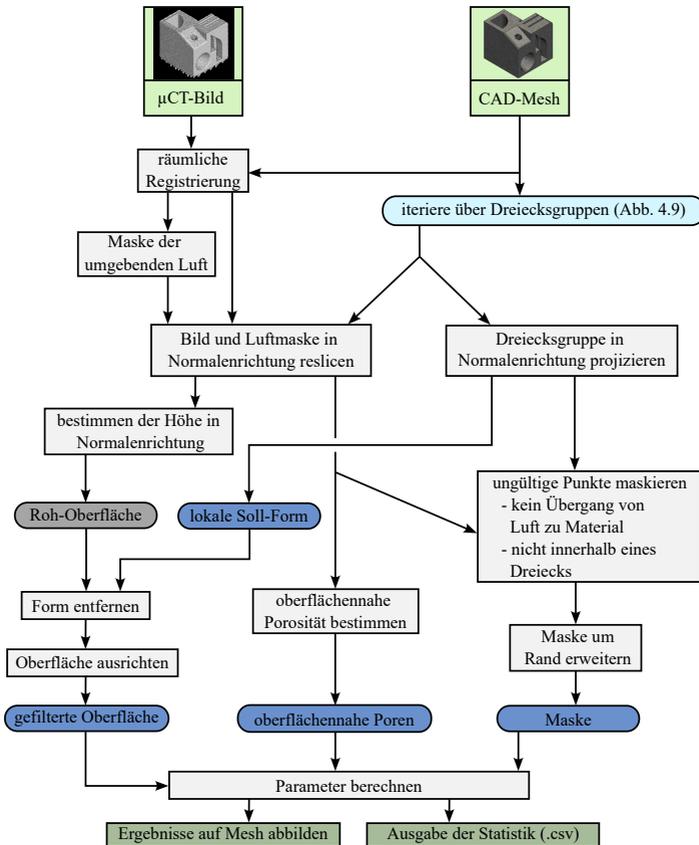


Abbildung 4.10: Flussdiagramm des Algorithmus zur Messung der Rauheit und der oberflächennahen Porosität, nach [194].

Stapelrichtung der Schnittbilder orientiert wird. Das neu orientierte Bild der Luftmaske wird zum einen benötigt, um zu erkennen, ob eine Oberfläche im jeweiligen Messpunkt enthalten ist (also ein Übergang von Material zu Luft vorhanden ist) und zum anderen um später zwischen offener und geschlossener Porosität unterscheiden zu können. Als offene Poren werden in dieser Arbeit die Hohlräume bezeichnet, die mit der Bauteiloberfläche in Verbindung stehen. Dabei wird das Hohlraumvolumen, welches in Normalenrichtung durch Material verdeckt ist, als

offene Porosität definiert (vgl. Abb. 4.11). Wenn Poren nicht mit der Bauteiloberfläche in Verbindung stehen, werden diese als geschlossene Poren bezeichnet. Neben der Luftmaske wird zusätzlich eine Projektion der Dreiecksgruppe in Normalenrichtung verwendet, um festzustellen, ob Pixelkoordinaten innerhalb der Dreiecke liegen. Messpunkte, deren Pixelkoordinaten außerhalb der Dreiecke liegen, werden verworfen. Dadurch wird auch sichergestellt, dass keine Flächen gemessen werden, die nicht in direkter Umgebung des Oberflächenpunktes liegen, wie bspw. beabsichtigte Vertiefungen und Bohrungen. Die Maske der invaliden Punkte kann zusätzlich mittels einer Dilatation um eine definierte Breite erweitert werden, um randnahe Punkte zusätzlich auszuschließen. Danach wird der höchste Materialpunkt in Normalenrichtung für jede XY-Position im Messfenster ermittelt. Dieses Vorgehen führt zu einer mit optischen Messmethoden (Fokusvariation oder Konfokalmikroskopie) vergleichbaren Messcharakteristik. Durch Projektion der Dreiecksgruppe in Normalenrichtung und Abtastung der Höhe wird die lokale Soll-Form bestimmt und von der Roh-Oberfläche abgezogen. Dadurch können auch Freiformflächen analysiert werden. Mittels eines Least-Squares-Ansatzes wird eine Ebene auf die Oberfläche angepasst und von der Oberfläche abgezogen, um eventuelle Verkippungen durch Imperfektionen bei der Registrierung oder durch Verzug der Probe zu entfernen [201]. Darüber hinaus sorgt die Subtraktion der Ebene dafür, die durchschnittliche Höhe der Oberfläche auf $0\ \mu\text{m}$ zu normieren, was die Berechnung der Parameter vereinfacht. Anschließend werden aus der gefilterten Oberfläche die Rauheitsparameter nach DIN EN ISO 25178-2:2012 [89] berechnet, wobei für die Berechnung „multi-precision“ Gleitkommazahlen verwendet werden, um Rundungsfehler zu vermeiden [202].

In der Norm DIN EN ISO 25178-2:2012 sind lediglich ortskontinuierliche Definitionen der Parameter S_a , S_q , S_{sk} und S_{ku} angegeben. Da die Messwerte jedoch ortsdiskret vorliegen, ist eine numerische Integration erforderlich. Durch Abgleich mit den Ergebnissen aus der kommerziellen Software MountainsMap wurde ermittelt, dass diese Software die Rechteckregel zur numerischen Integration einsetzt. Zur Gewährleistung der Vergleichbarkeit der Ergebnisse werden diese Parameter daher mithilfe der Rechteckregel berechnet.

Abb. 4.11 zeigt eine schematische Darstellung eines Querschnitts der ausgerichteten Oberfläche, aus der die oberflächennahe Porosität bestimmt wird. Ausgehend von der zuvor ermittelten Oberflächennhöhe an jeder XY-Position, wird die Porosität innerhalb einer vom Anwender definierten Tiefe ausgewertet. Der Quotient zwischen als Poren klassifizierten Voxeln und der Länge des oberflächennahen Bereichs in Voxeln, ergibt eine Kartierung der Porosität analog zur gefilterten Oberfläche. Durch die zuvor erstellte Luftmaske kann dabei zwischen offener und geschlossener Porosität unterschieden werden. Die offene Porosität kann dabei, wie links in Abb. 4.11 dargestellt, aus Bereichen unter Partikeln mit überhängenden Bereichen oder aus offenen Poren, rechts im Bild, stammen. Aus der Kartierung werden schließlich verschiedene Merkmale, analog zu den Rauheitsparametern, berechnet. Diese sind bspw. die volumetrische Porosität und die maximale sowie durchschnittliche projizierte Größe der Poren, wobei die Merkmale für die geschlossene, offene und gesamte Porosität ausgewertet werden. Beispiele für die gefilterte Oberfläche, die lokale Soll-Form, die Maske und die oberflächennahen Poren sind in Abb. 4.12 dargestellt.

Die berechneten Rauheits- und Porositätsparameter werden in eine .csv Datei geschrieben und auf das Eingabernetz im .vtk Format abgebildet. Die .vtk Datei

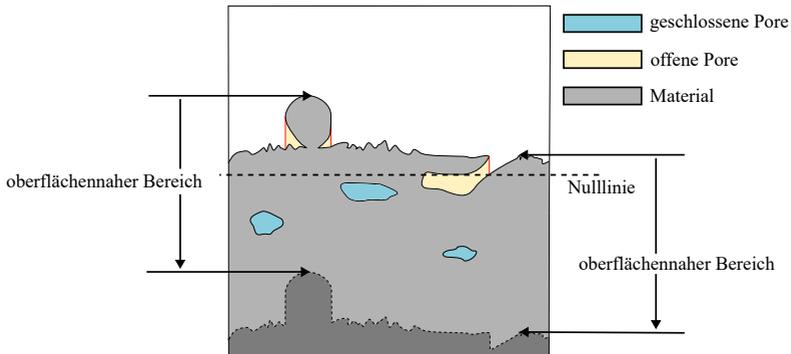


Abbildung 4.11: Schematische Darstellung des ausgerichteten Bildausschnitts und Definition des oberflächennahen Bereichs. Die oberflächennahe Porosität wird ausgehend von der gemessenen Oberfläche bis zu einer definierten Tiefe gemessen, nach [194].

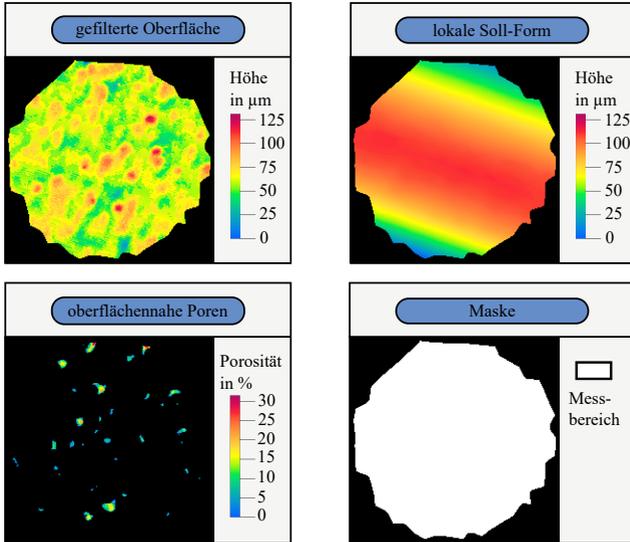


Abbildung 4.12: Beispielhafte Ergebnisse für die gefilterte Oberfläche und die oberflächennahe Porosität. Die nominelle Form sowie die binäre Maske sind auf der rechten Seite dargestellt, nach [194].

kann in Paraview dargestellt werden, um die räumliche Verteilung der Rauheitsparameter zu visualisieren. Darüber hinaus wird für jedes Dreieck der relative Winkel zwischen Aufbaurichtung und Oberflächennormale berechnet, wodurch die Ergebnisse auf den Aufbauwinkel bezogen werden können.

5 Ergebnisse

5.1 μ CT-Untersuchung der Porosität

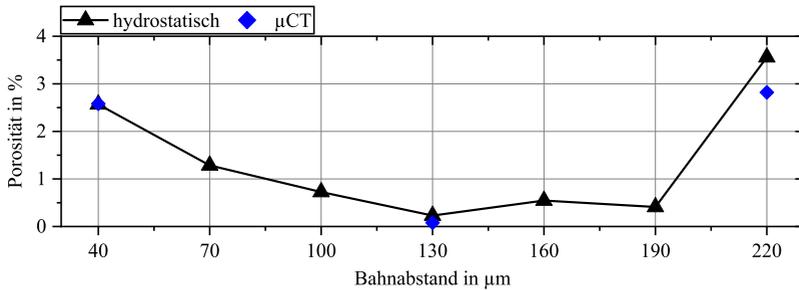
Nachdem in Vorversuchen Parameterbereiche für niedrige Porositätswerte bestimmt wurden, wurde die Entwicklung sowohl der Gesamtporosität als auch der Verteilung und Morphologie der entstehenden Poren mittels hydrostatischer Dichtemessungen nach dem Prinzip von Archimedes und μ CT-Aufnahmen bestimmt. Aufbauend auf den in Kap. 2.1.2 vorgestellten Arbeiten wurde dabei insbesondere der Zusammenhang zwischen Porenverteilung und -morphologie bei unterschiedlichen Bahnabständen und Scanmustern untersucht. Die im Folgenden gezeigten Ergebnisse basieren auf den eigenen Veröffentlichungen [203] und [190].

5.1.1 Einfluss der Prozessparameter

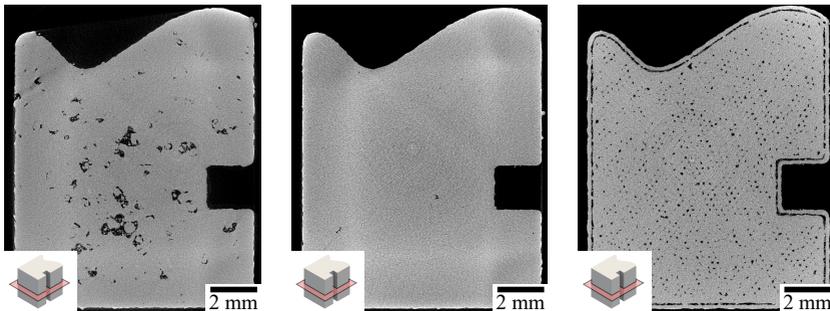
Bahnabstand

Abb. 5.1a) zeigt die bei Bahnabständen zwischen 40 μ m und 220 μ m gemessenen Porositätswerte in Geometrie A (siehe Abb. 3.1a)). Proben, die mit Bahnabständen zwischen 100 μ m und 190 μ m gefertigt wurden, wiesen akzeptable Porositätswerte ($< 1\%$) auf, wobei ein Bahnabstand von 130 μ m in der geringsten Porosität von 0,23 % (hydrostatische Dichtemessung) resultierte. Sowohl größere als auch kleinere Bahnabstände führten zu einer höheren Porosität.

Abb. 5.1b) - d) zeigen μ CT-Schnittbilder bei einem niedrigen, mittleren und großen Bahnabstand. Der Normalenvektor der Schnittebene ist dabei in Baurichtung



a)



b)

c)

d)

Abbildung 5.1: a): Porosität bei variierendem Bahnabstand. Vergleich der Porenstruktur bei b): kleinem ($40\ \mu\text{m}$), c): mittlerem ($130\ \mu\text{m}$) und d): großem ($220\ \mu\text{m}$) Bahnabstand in Geometrie A, nach [203].

orientiert. Das in Abb. 5.1c) gezeigte Schnittbild des bei mittlerem Bahnabstand hergestellten Probekörpers bestätigt die generelle Eignung der weiteren Parameter wie Laserleistung und Scangeschwindigkeit zur Herstellung von Probekörpern mit hoher Dichte, da lediglich kleinere Defekte vorhanden sind. Bei zu großem Bahnabstand (Abb. 5.1d) kommt es, wie in Kap. 2.1.2 beschrieben, zur Entstehung von LoF-Poren. Die Poren im Inneren des Probekörpers sind dabei periodisch verteilt, während die äußere Konturbahn durch den erhöhten Bahnabstand nahezu vom inneren Bereich getrennt ist. Die Form und Verteilung der Poren wird durch die 67° Rotation der Schraffur zwischen den Schichten bestimmt, da die Bereiche zwischen den umgeschmolzenen Bahnen in periodischen Abständen auch nicht in den darauf folgenden Schichten umgeschmolzen werden. Bei

kleinem Bahnabstand (siehe Abb. 5.1b)) kommt es auch zu einem Anstieg der Porosität, welcher nicht durch LoF-Porosität zu erklären ist, da die Poren keinem regulären Muster folgen. Dennoch kommt es hier zur Entstehung von großen, irregulären Poren. In manchen der Poren ist „eingeschlossenes“ Material mit einer runden Form zu erkennen.

Bei Bahnabständen zwischen $100\ \mu\text{m}$ und $190\ \mu\text{m}$ ergibt sich eine niedrige Restporosität, welche sich hauptsächlich aus Keyhole- und Gasporen zusammensetzt. Als Beispiel zeigt Abb. 5.2b) ein Schnittbild eines Probekörpers mit $160\ \mu\text{m}$ Bahnabstand in der Region, in der die Start- und Endpunkte der Schraffurbahnen liegen. Die Schnittebene orthogonal zur Aufbaurichtung ist in Abb. 5.2a) dargestellt. Obwohl die Probe lediglich eine geringe globale Porosität aufweist (μCT -Messung: $0,1\ \%$), sind in diesem Bereich sehr viele sphärische Poren zu erkennen. Die quantitative Verteilung in Y-Richtung (d.h. der Richtung des in Abb. 5.2a) dargestellten Pfeils) ist in Abb. 5.2c) dargestellt. Dazu wurde die Porosität in den mittels EasyPore segmentierten Daten in fünf Voxel dicken Bereichen analysiert und gegen den Abstand zur linken Oberfläche abgetragen. Die Porosität in dem Bereich zwischen Schraffur und Kontur auf der linken Seite liegt dabei bei über $0,8\ \%$, während auf der rechten Seite etwa $0,7\ \%$ erreicht werden. Ein kleineres lokales Maximum wird von einer weiteren Grenzschicht zwischen

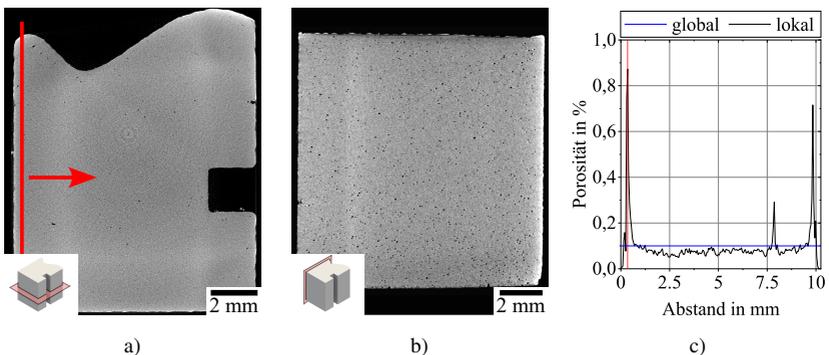


Abbildung 5.2: Schnittbilder in der XY a) und XZ b) Ebene in Geometrie A. Die rote Linie in Abb. 5.2a) illustriert die Schnittebene in Abb. 5.2b). Abb. 5.2c) zeigt die Verteilung der Porosität von links nach rechts wie in Abb. 5.2a) gezeigt. Der Probekörper wurde mit $160\ \mu\text{m}$ Bahnabstand gefertigt, nach [203].

Kontur und Schraffur nahe der Nut verursacht. Darüber hinaus liegen sphärische Poren regellos verteilt in allen untersuchten Proben vor, was durch die nahezu konstante Porosität leicht unter 0,1 % quantifiziert wird. Die durchschnittliche Sphärizität der Poren liegt hier bei etwa 0,84.

Wechselwirkung der Scangeschwindigkeit mit der Strukturgröße am Downskin

Der Einfluss der Scangeschwindigkeit auf die Defektstruktur wurde an Geometrie B untersucht, indem diese sowohl mit 600 mm s^{-1} als auch mit 1400 mm s^{-1} Scangeschwindigkeit gefertigt wurde. Beide Probekörper wurden mit $100 \mu\text{m}$ Bahnabstand und weiterhin mit den in Kap. 3.3.2 angegebenen Parametern hergestellt. Über die in Kap. 2.1.2 beschriebenen Zusammenhänge hinaus, wurde hier ein Einfluss im Bereich der dünnen Stege, die eine Downskin-Fläche mit 45° aufweisen, gefunden. Obwohl die globale Porosität in beiden Probekörpern niedrig war (0,22 % im 600 mm s^{-1} bzw. 0,13 % im 1400 mm s^{-1} Probekörper), wurden lokale Defektkonzentrationen und große Poren gefunden. Z-Projektionen der Stege, welche eine nominelle Breite von 0,8 mm, 1,2 mm und 2,2 mm aufweisen, sind in Abb. 5.3 dargestellt.

Bei der niedrigen Scangeschwindigkeit (obere Reihe, $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$) ist eine Erhöhung der sphärischen Porenanzahl in der Nähe des Downskin-Bereichs bei allen Breiten sichtbar. Dies ist bei allen untersuchten Breiten erkennbar, der Effekt nimmt jedoch mit abnehmender Breite des Überhangs zu. Bei der höheren Scangeschwindigkeit (untere Reihe, $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$) ist die Porenakkumulation nur bei der geringsten Breite sichtbar, wobei generell weniger sphärische Poren zu erkennen sind. Andererseits treten auf der gegenüberliegenden Seite jedoch große irreguläre Poren an der Grenzfläche zwischen Konturbahn und Schraffur auf. Die große Anzahl an irregulären Poren, die im 0,8 mm breiten Steg sichtbar ist, stammt aus ähnlichen Defekten an der Grenzfläche außerhalb der Bildebene, da diese in diesem Steg im Projektionsvolumen enthalten sind.

Für eine quantitative Auswertung wurde die Porosität analog zu Abb. 5.2c) analysiert. Die Porosität wurde auch hier in 5 Voxel ($51 \mu\text{m}$) dicken Bereichen berechnet, wobei die Auswertungsrichtung normal zur Downskin-Fläche (siehe

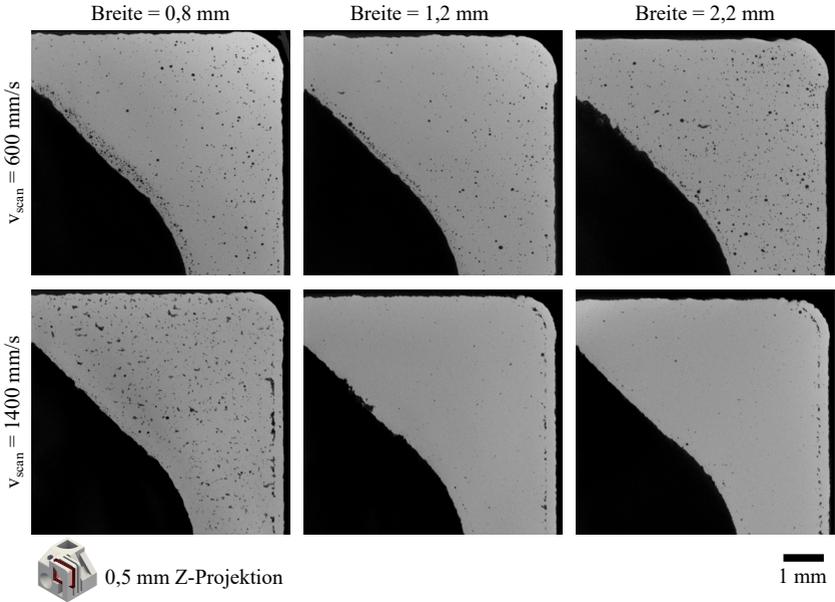


Abbildung 5.3: Z-Projektionen (Tiefe = 0,5 mm) des Überhangbereichs von Geometrie B mit verschiedenen Breiten, nach [203].

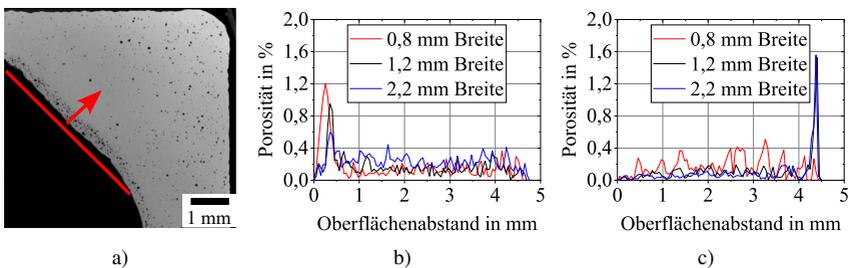


Abbildung 5.4: Verteilung der Porosität im Überhangbereich in Geometrie B über den Abstand zur Downskin-Fläche mit unterschiedlicher Scangeschwindigkeit v_{scan} . a): Visualisierung der Auswertungsrichtung. b): Porositätsverteilung bei $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$. c): Porositätsverteilung bei $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$, nach [203].

Abb. 5.4a) gewählt wurde. Die Ergebnisse sind in Abb. 5.4 dargestellt. Obwohl die globale Porosität bei $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$ (Abb. 5.4b)) lediglich 0,22 % beträgt, steigt die lokale Porosität auf über 1 % nahe der Downskin-Fläche im 0,8 mm breiten Steg. Wie bereits in der Z-Projektion zu erkennen war, nimmt die Porosität nahe des Downskins mit steigender Stegbreite ab, sodass beim 2,2 mm breiten Steg lediglich ein geringer Anstieg der Porosität auf 0,6 % zu erkennen ist. Bei den Proben mit $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ (Abb. 5.4c)) kann nahe der Downskin-Fläche keine gesteigerte Porosität festgestellt werden. Dahingegen führt die LoF-Porosität in der gegenüberliegenden Grenzschicht zu lokalen Porositäten von etwa 1,5 %.

Wechselwirkung der Scangeschwindigkeit mit der Strukturgröße bei kleiner Wandstärke

Weiterhin wurde der Einfluss der Scangeschwindigkeit auf geometrische Elemente mit kleiner ($< 5 \times$ Bahnabstand) Wandstärke untersucht. Im Folgenden wird dafür insbesondere die in Abb. 5.5a) gezeigte eingeprägte Struktur näher betrachtet. Die vertieften Strukturen besitzen eine Breite von 1,5 mm, während die hervorstehenden Elemente eine Breite von 0,5 mm aufweisen. Um die geometrischen Spezifikationen aus der STL-Datei zu erreichen, zieht die Slicer Software aufgrund der Breite des Schmelzbades einen Versatz von der äußeren Konturbahn ab, wodurch die äußere Konturbahn eine Breite von $440 \mu\text{m}$ besitzt. Der Bahnabstand beträgt $100 \mu\text{m}$ wodurch sich unter Berücksichtigung des Versatzes zwischen Konturbahnen und Schraffur eine zu schraffierende Breite von $80 \mu\text{m}$ ergibt.

Abb. 5.5c) zeigt ein Schnittbild der mit $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ gefertigten Struktur in Baurichtung, während Abb. 5.5f) die entsprechende Stelle quer dazu zeigt. Eine große irreguläre Pore ist in jeder der hervorstehenden Strukturen zu erkennen, während in den Schnittbildern der mit $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$ gefertigten Struktur (Abb. 5.5b) und 5.5e)) keine solchen Poren zu erkennen sind. In der mit hoher v_{scan} gefertigten Probe kommt es in jedem Layer zur Entstehung dieser irregulären Pore, obwohl der Bahnabstand identisch zu der Probe mit niedriger v_{scan} gewählt wurde.

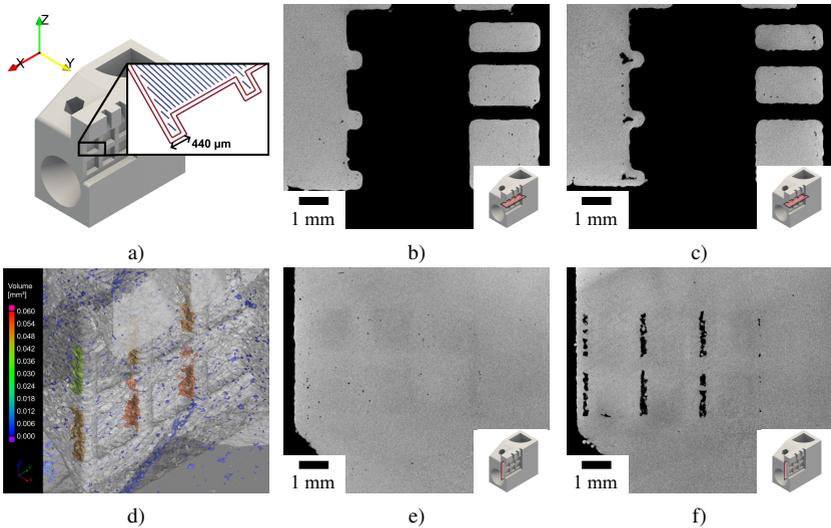


Abbildung 5.5: Defektstruktur in dünnen Strukturen von Geometrie B mit unterschiedlicher Scangeschwindigkeit v_{scan} . a): CAD-Darstellung mit Laserpfad des untersuchten Bereichs. d): 3D-Darstellung der Porenstruktur bei hoher Scangeschwindigkeit. b) und e): Schnittbilder bei $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$. c) und f): Schnittbilder bei $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$, nach [203].

5.1.2 Einfluss des Scanmusters auf die Porosität

Der Einfluss des Scanmusters auf die Porenverteilung wurde zunächst an der zylindrischen Messstrecke einer Zugprobe (Geometrie D) untersucht, indem ein konturparalleles Muster aus Konturbahnen mit dem Schraffurmuster verglichen wurde. Anschließend wurde ein Vergleich anhand der komplexen Geometrie B mit weiteren konturparallelen Scanmustern durchgeführt.

Zylindrische Geometrie

Abb. 5.6 zeigt 1 mm Z-Projektionen der beiden zylindrischen Probekörper in Aufbaurichtung. Der mit zwei Konturbahnen und einer je Schicht um 67° rotierten Schraffur hergestellte Probekörper (Abb. 5.6a)) zeigt dabei sphärische Poren,

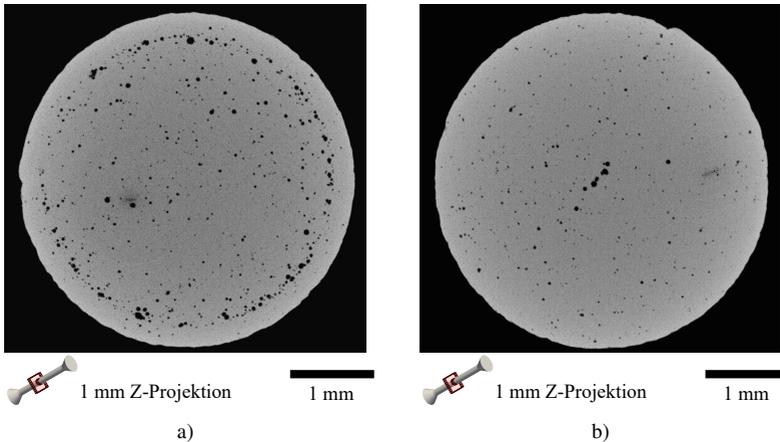


Abbildung 5.6: Z-Projektionen (Tiefe = 1 mm) von zylindrischen Probekörpern (Geometrie D), die mit a): Schraffurmuster bzw. b): Konturbahnenmuster (vgl. Abb. 2.3) gefertigt wurden.

die im inneren Bereich regellos verteilt sind und eine Konzentration im Grenzbereich zwischen Kontur und Schraffur aufweisen. In der Kontur selbst finden sich nur wenige Poren. Abb. 5.6b) zeigt eine 1 mm Z-Projektion eines nur mit Konturbahnen aufgebauten Probekörpers. Die Poren weisen auch hier eine sphärische Morphologie auf, zeigen jedoch keine Konzentration am Rand, sondern im Zentrum des Probekörpers.

Bauteilnahe Geometrie

Abb. 5.7 zeigt verschiedene Varianten des konturparallelen Scanmusters im Vergleich zum Schraffurmuster in einer exemplarischen Schicht von Geometrie B (siehe Abb. 3.1c)). Die Pfade sind hierbei entsprechend der jeweiligen Pfadlänge farbkodiert. Das Spiralmuster (siehe Abb. 5.7b)) resultiert in den längsten Pfaden, während das Schraffurmuster (siehe Abb. 5.7a)) die kürzesten Pfade beinhaltet. Weiterhin ist zu erkennen, dass im Spiralmuster und bei ausschließlicher Verwendung von Konturbahnen (siehe Abb. 5.7c)) unvollständig abgedeckte Stellen im Bauteil vorliegen. Diese entstehen, da dort die verbleibende Breite zu schmal

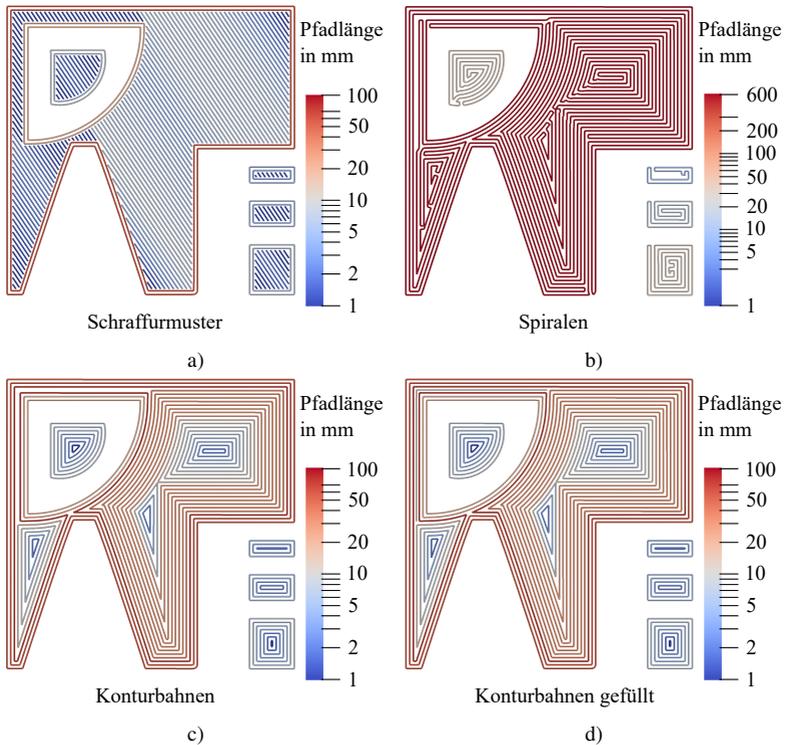


Abbildung 5.7: Lasertrajektorie verschiedener Scannmuster, Farbkodierung nach Länge der Subpfade. a): Zwei Konturen mit Schraffur, b): Spirale, c): Konturbahnen, d): Konturbahnen gefüllt, nach [190]

ist, um eine weitere Bahn zu platzieren, ohne unter den vorgegebenen Bahnabstand zu fallen. Beispielsweise beträgt die Wandstärke im oberen linken Bereich 1 mm. Da der Bahnabstand $150\ \mu\text{m}$ beträgt und die Slicer Software am Rand des Bauteils jeweils einen halben Bahnabstand Versatz abzieht, können jeweils sechs parallele Linien platziert werden, ohne den vorgegebenen Bahnabstand zu unterschreiten. Dies hat einen Bahnabstand von $250\ \mu\text{m}$ in der Mitte zur Folge. Das in Abb. 5.7d) dargestellte Muster platziert jeweils eine Bahn in dieser Region, infolge derer der Bahnabstand dort auf $125\ \mu\text{m}$ absinkt. Bei den konturparallelen Scannmustern entstehen außerdem spitze Winkel ($< 90^\circ$) innerhalb des Pfades, an

Table 5.1: Deskriptive Statistik der untersuchten Scanmuster. Die relativen Änderungen beziehen sich auf das Schraffurmuster, nach [190].

	Schraffur- muster	Spiral- muster	Kontur- bahnen	Kontur- bahnen gef.
Länge ges. (an/aus) in mm	265381	230151	271240	279224
Änderung in %	0	-13,3	2,2	5,2
Länge ges. (Laser an) in mm	224513	221125	222282	226419
Änderung in %	0	-1,5	-0,99	0,84
Länge ges. (Laser aus) in mm	40868	9026	48958	52805
Änderung in %	0	-77,9	19,8	29,2
Anzahl Pfade (an/aus)	140619	3497	33739	34915
Änderung in %	0	-97,5	-76,0	-75,2
Anzahl Pfade (Laser an)	70310	1749	16870	17458
Änderung in %	0	-97,5	-76,0	-75,2
M Pfadlänge (Laser an) in mm	3,19	126,43	13,18	12,97
Änderung in %	0	3863,3	313,2	306,6
SD Pfadlänge (Laser an) in mm	5,65	210,82	13,90	13,73
Änderung in %	0	3631,3	146,0	143,0

welchen aus geometrischen Gründen der vorgegebene Bahnabstand überschritten wird.

Tab. 5.1 zeigt eine deskriptive Statistik verschiedener Merkmale der untersuchten Scanmuster und die jeweilige prozentuale Änderung im Vergleich zum Schraffurmuster. Die Gesamtlänge der Laserpfade mit eingeschaltetem Laser ist für alle Scanmuster nahezu identisch. Dagegen steigt die Gesamtlänge des Pfades mit ausgeschaltetem Laser beim Konturbahnenmuster um ca. 20 % bzw. beim gefüllten Konturbahnenmuster (Konturbahnen gef.) um ca. 30 %, während das Spiralmuster die Länge um etwa 78 % reduziert. Die Anzahl der Pfade wird durch das Spiralmuster um 97,5 % auf 1749 reduziert, wobei die Konturbahnenmuster etwa die zehnfache Pfadanzahl benötigen. Das Schraffurmuster besteht aus 70310

Pfaden. Dementsprechend beträgt die durchschnittliche Pfadlänge im Schraffurmuster 3,19 mm während diese in den Konturbahnenmustern bei etwa 13 mm liegt. Das Spiralmuster beinhaltet im Durchschnitt 126,43 mm lange Pfade. Die Standardabweichungen der Pfadlängen verhalten sich ähnlich. Diese liegen in den Konturbahnenmustern und insbesondere dem Spiralmuster um ein Vielfaches höher.

Abb. 5.8 zeigt Z-Projektionen eines 1 mm tiefen Bereichs um die in Abb. 5.7 gezeigte Schicht in den verschiedenen Scannustern. Die Z-Projektion des mit dem Schraffurmuster gefertigten Probekörpers ist in Abb. 5.8a) dargestellt. Die Poren weisen, ähnlich wie bei dem zylindrischen Probekörper (Abb. 5.6a)), eine

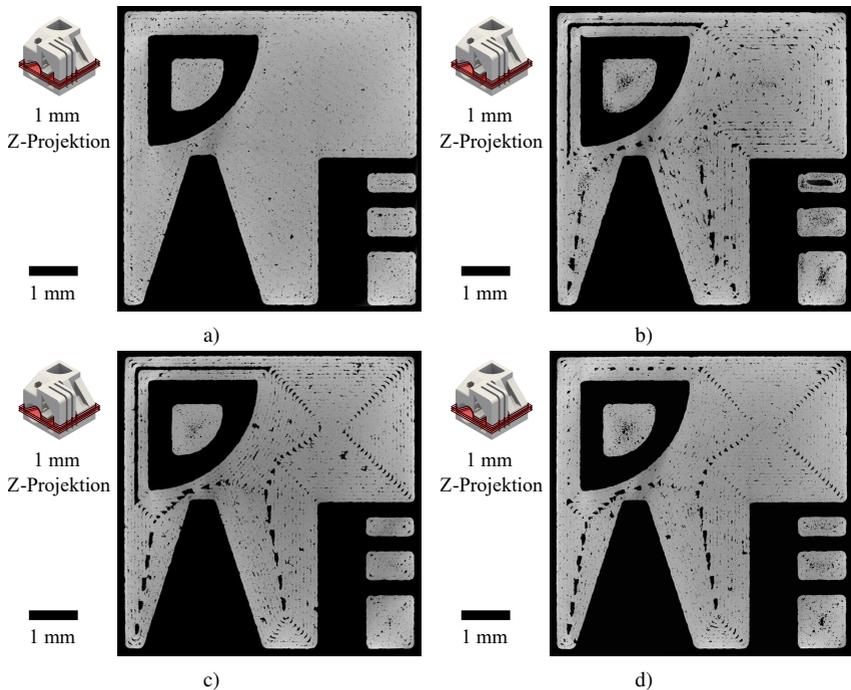


Abbildung 5.8: Z-Projektionen (Tiefe = 1 mm) von Geometrie B mit a): Schraffurmuster, b): Spiralmuster, c): Konturbahnen, d): Konturbahnen gefüllt, nach [190].

sphärische Form auf und befinden sich vorwiegend im Bereich zwischen Kontur und Schraffur. Im Vergleich dazu führten die konturparallelen Scanmuster zu großen irregulären LoF-Poren in den Stellen, bei denen der Laserpfad spitze Winkel beinhaltet. Das Spiralmuster (Abb. 5.8b)) und das Konturbahnenmuster (Abb. 5.8c)) führten außerdem zu einer großen LoF-Pore im linken oberen Bereich, wo der Bahnabstand erhöht war. In dem Probekörper, der mit dem gefüllten Konturbahnenmuster (Abb. 5.8d)) hergestellt wurde, tritt die große Pore im linken oberen Bereich nicht auf, wobei dort trotzdem noch einige große Poren zu erkennen sind.

5.1.3 Schichtübergreifende Variation des Scanmusters

Basierend auf den bereits untersuchten Mustern (Kap. 5.1.2) wurde als nächster Schritt ein konturparalleles Scanmuster entworfen, das die aufgezeigten Nachteile bei unteilbaren Wandstärken und spitzen Winkeln im Laserpfad vermeidet. Als besonderes Problem der bereits untersuchten Scanmuster wurde hierbei das Vorhandensein defektinduzierender Stellen über mehrere Schichten hinweg identifiziert. Das in Abb. 5.9a) gezeigte Scanmuster wurde auf Grundlage des Konturbahnenmusters entworfen. Die Darstellung stellt dabei zwei aufeinander folgende Schichten in verschiedenen Farben dar. Dieses Muster wurde durch die alternierende Veränderung des Abstands zwischen den äußeren beiden Konturbahnen in aufeinander folgenden Schichten realisiert. Dafür wurde zunächst G-code mit $75\ \mu\text{m}$ bzw. $150\ \mu\text{m}$ Bahnabstand zwischen den äußeren Bahnen generiert. Mittels der in Kap. 4.2 vorgestellten Methode wurde dieser anschließend schichtweise alternierend wieder zusammengefügt. Durch diese Modifikation befinden sich die Bahnen im Inneren der Geometrie genau zwischen den Bahnen der vorangehenden Schicht. Bei einer Betrachtung der Pfade beider Schichten ist zu erkennen, dass der linke obere Bereich mit 1 mm Wandstärke eine gute Abdeckung durch die Kombination beider Schichten erfährt. Die Fehlstellen an spitzen Winkeln im Pfad führen zu Vergrößerungen des Bahnabstands, welche jedoch deutlich geringer als im ursprünglichen Konturbahnenmuster ausfallen.

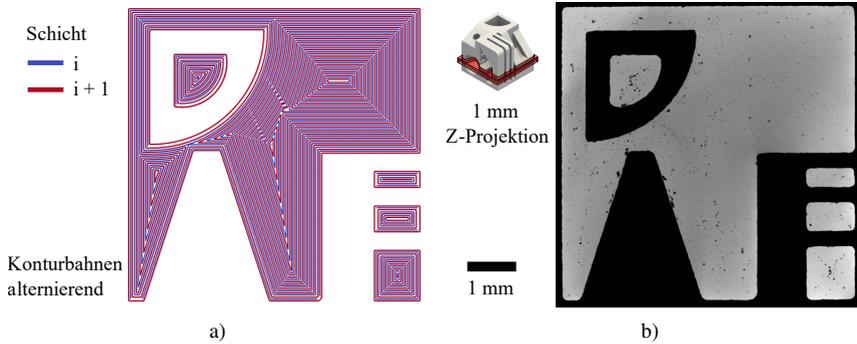


Abbildung 5.9: Schichtweise alternierendes Scanmuster. a): Darstellung der Lasertrajektorien, Farbkodierung nach Schichtnummer. b) Z-Projektion (Tiefe = 1 mm) von Geometrie B.

Abb. 5.9b) zeigt eine 1 mm Z-Projektion des im vorherigen Abschnitt betrachteten Beispielbereichs in Geometrie B. In den zuvor betrachteten Regionen sind keine großen LoF-Poren zu erkennen. Eine leichte Häufung der Porenanzahl ist in den Bereichen zu erkennen, in denen der Pfad spitze Winkel enthält. Im Anhang A.1 sind zusätzlich 3D-Darstellungen sowohl der Laserpfade als auch der μ CT-Daten der in diesem Kapitel betrachteten Scanmuster dargestellt. Mithilfe dieser Darstellungen kann die durch geringe Änderungen der Geometrie bedingte Änderung der Scanpfade über den Bereich hinweg beurteilt werden. Die Geometrie um die konische Bohrung führt beispielsweise beim Konturbahnenmuster zu einer leicht gekrümmten Form der Poren, die an spitzen Winkeln entstehen. Die globalen Porositätswerte der untersuchten Scanmuster sind in Abb. 5.10a) dargestellt. Sowohl das alternierende Konturbahnenmuster (Konturbahnen alt.) als auch das Schraffurmuster resultieren in sehr niedrigen Werten von 0,09 % bzw. 0,12 %. Die mittels Spiral- und Konturbahnenmuster hergestellten Probekörper weisen hingegen mehr als eine Größenordnung höhere Porositätswerte > 1 % auf. Das Füllen der Lücken im Konturbahnenmuster senkt die Porosität auf 0,42 %.

Abb. 5.10b) zeigt die 1000 größten Poren der fünf Probekörper absteigend nach dem Volumen sortiert in einem doppelt logarithmischen Diagramm. Das Spiral- und das Konturbahnenmuster führen zu ähnlichen Größenverteilungen, während das gefüllte Konturbahnenmuster insbesondere Unterschiede in den 10 größten

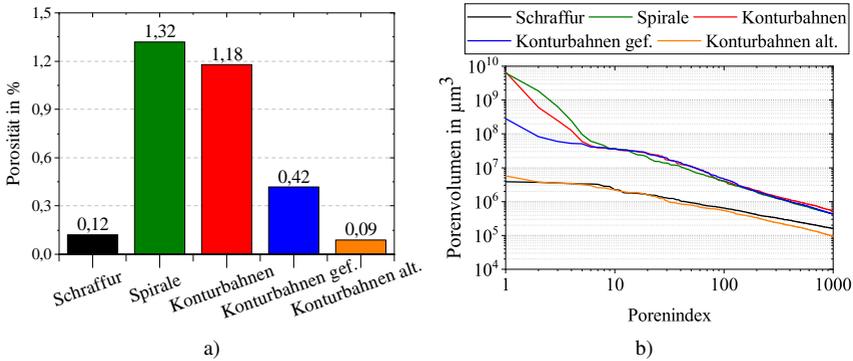


Abbildung 5.10: Ergebnisse der μCT -Analyse der mit unterschiedlichen Scanmustern gefertigten Probekörper: a): Gesamtporositätswerte, b): absteigend nach Volumen sortierte Poren.

Poren aufweist. Diese entsprechen gerade den Poren, die durch das Füllen der Lücken vermieden werden. Trotz der Reduktion der randnahen Poren durch die Vermeidung der Abbremspunkte für den Laser in den konturparallelen Strategien, kommt es durch die vermehrte Entstehung von LoF-Poren zu einer höheren Porosität. Das Schraffurmuster und das alternierende Konturbahnenmuster weisen dagegen ähnliche Verteilungen auf, wobei die größten Poren mehr als eine Größenordnung kleiner als beim Spiral- bzw. Konturbahnenmuster sind. Wie in den Abb. 5.8 und 5.9 zu erkennen ist, liegt hier ein Wechsel der Hauptporenart zu Keyhole- und Gasporosität vor.

5.2 Korrelative Auswertung von Defekten mit Pfadmerkmalen

Die in Kap. 5.1 ermittelten Zusammenhänge verdeutlichen die Abhängigkeit der Porenmorphologie und -verteilung von Geometrie und Scanstrategie im PBF-LB-Prozess. Für eine Vertiefung der gewonnenen Erkenntnisse wird nachfolgend eine Auswertung ausgewählter Proben mittels der entwickelten Korrelationsalgorithmen (siehe Kap. 4.3) durchgeführt. Dazu werden drei der zuvor betrachteten Proben von Geometrie B mit unterschiedlichem Scanmuster näher betrachtet.

5.2.1 Ausrichtung

Um die relative Ausrichtung der Poren zum Scanmuster zu beurteilen, wurden zunächst, wie in Kap. 4.3 erläutert, alle sphärischen Poren herausgefiltert, da für diese keine sinnvolle Orientierung ermittelt werden kann. Poren mit einer Sphärizität $> 0,8$ oder einem Aspektverhältnis $< 1,35$ wurden als sphärische Poren klassifiziert.

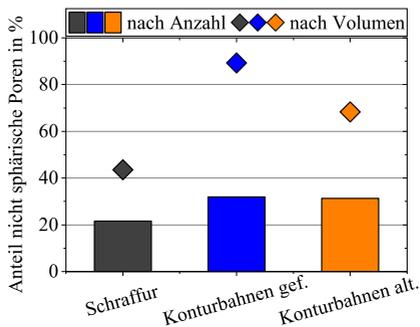


Abbildung 5.11: Anteile der nicht sphärischen Porosität nach Anzahl bzw. Volumen der mit unterschiedlichen Scanmustern gefertigten Probekörper. Unterteilung mittels MorphoLibJ nach Aspektverhältnis $> 1,35$ und Sphärizität $< 0,8$.

Abb. 5.11 zeigt die Anteile der nicht sphärischen Porosität für das Schraffurmuster, sowie das gefüllte und das alternierende Konturbahnenmuster. Nach der Porenanzahl berechnet beträgt der Anteil der nicht sphärischen Porosität im Schraffurmuster ca. 21 % und in den beiden Konturbahnenmustern etwa 30 %. Da die nicht sphärischen Poren durchschnittlich ein größeres Volumen aufweisen, steigt der Anteil bei Berechnung nach dem Volumen. 43 % des Porenvolumens in dem mit Schraffurmuster, 89 % des Porenvolumens in dem mit dem gefüllten Konturbahnenmuster und 68 % in dem mit alternierenden Konturbahnenmuster gefertigten Probekörper werden den irregulären Poren zugeordnet.

3D-Korrelation

Abb. 5.12 zeigt die Ergebnisse der Ausrichtungsanalyse der irregulären Poren in Bezug auf den Laserpfad mittels 3D-Morphologiedeskriptoren (siehe Kap. 4.3.1) für die drei untersuchten Scanmuster als Histogramme mit einer Klassenbreite von 10° . Die Auswertung nach Porenanzahl ist als Balkendiagramm und die Auswertung nach Porenvolumen als Rauten dargestellt. Der Abweichungswinkel δ bezieht sich dabei auf die Winkelabweichung zwischen dem Azimutwinkel der ersten Hauptachse der Pore und der Ausrichtung des Laserpfades (vgl. Abb. 4.7b)). Histogramme der (unkorrelierten) Orientierungsanalyse von MorphoLibJ sind im Anhang in Abb. A.3 dargestellt.

Bei allen drei untersuchten Scanmustern ist die Porenanzahl in der Klasse zwischen 0° und 10° am höchsten und nimmt mit steigendem Abweichungswinkel ab. Dieser Zusammenhang ist bei den Konturbahnenmustern deutlich stärker ausgeprägt als beim Schraffurmuster. Bei einer Gewichtung mit dem Porenvolumen bleibt der Verlauf beim Schraffurmuster und alternierenden Konturbahnenmuster ähnlich. Das gefüllte Konturbahnenmuster zeigt bei ansonsten ähnlichem Verlauf den höchsten Wert in der Klasse zwischen 50° und 60° . Während beim Schraffurmuster in der Klasse mit der größten Winkelabweichung ca. 41 % weniger Porenvolumen als in der Klasse mit der kleinsten Winkelabweichung enthalten sind, beträgt dieser Unterschied beim gefüllten Konturbahnenmuster ca. 58 % und beim alternierenden Konturbahnenmuster ca. 78 %.

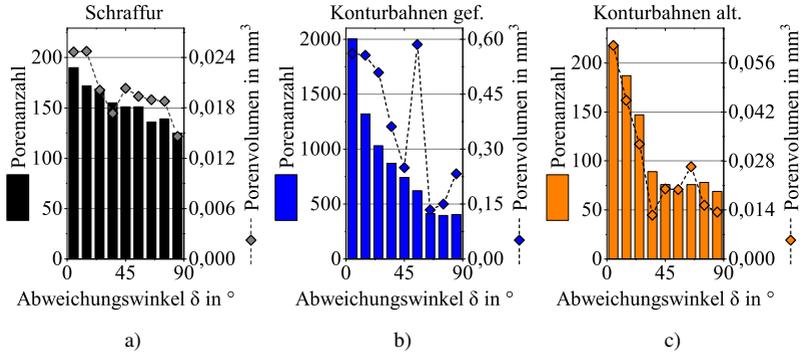


Abbildung 5.12: Ergebnisse der Ausrichtungsanalyse nach 3D-Laserpfadkorrelation. Die Histogramme sind in 10° Klassenbreite unterteilt. a): Schraffurmuster, b): Konturbahnen gefüllt, c): Konturbahnen alternierend.

Abb. 5.13 zeigt die Ergebnisse der Ausrichtungsanalyse des mit Schraffurmuster gefertigten Probekörpers unterteilt nach Kontur- und Schraffurbahnen. Bei den Poren, die den Konturbahnen zugeordnet wurden, sind sowohl Porenanzahl als auch Porenvolumen beim kleinsten Abweichungswinkel maximal und sinken mit steigendem Abweichungswinkel. Die Porenanzahl der den Schraffurbahnen zugeordneten Poren zeigt hingegen keine Korrelation mit dem Abweichungswinkel und weist bei allen Winkelklassen ähnliche Anzahlen auf. In ähnlicher Weise ist auch für das Porenvolumen im Bereich der Schraffur keine Korrelation mit dem Abweichungswinkel zu erkennen.

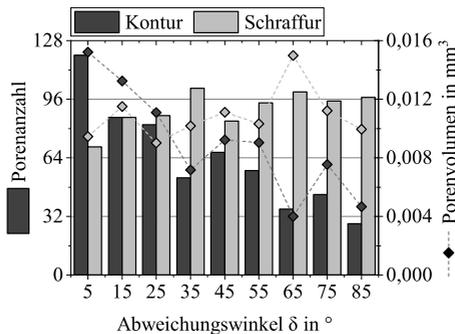


Abbildung 5.13: Ergebnisse der Ausrichtungsanalyse nach 3D-Laserpfadkorrelation des mit Schraffurmuster gefertigten Probekörpers mit Klassifizierung nach Kontur und Schraffur.

2,5D-Korrelation

In Abb. 5.14 sind die Ergebnisse der Analyse der Orientierung irregulärer Poren relativ zum Laserpfad nach der in Kap. 4.3.2 vorgestellten Korrelationsmethode mit 2,5D-Morphologiedeskriptoren dargestellt. Die Klassenbreite beträgt 10° . Das Balkendiagramm zeigt die Auswertung nach Porenanzahl, während die Rauten die nach projizierter Porenfläche gewichteten Ergebnisse darstellen. Der Abweichungswinkel δ bezieht sich dabei auf die Winkelabweichung zwischen dem Laserpfad und der Hauptachse der geschnittenen Pore (vgl. Abb. 4.7b)). Wie bei der 3D-Korrelation zeigt sich für alle untersuchten Scanmuster eine Korrelation der Porenanzahl mit dem Abweichungswinkel. Die Häufigkeit der zugeordneten Poren nimmt mit steigendem Abweichungswinkel ab, wobei dieser Zusammenhang bei den Konturbahnenmustern am stärksten ausgeprägt ist. Die Auswertung mit Gewichtung nach projizierter Fläche verhält sich in ähnlicher Weise wie die Porenanzahl und es treten keine signifikanten Abweichungen bei einzelnen Pfadklassen auf. Die Klasse der größten Winkelabweichungen weist dabei beim Schraffurmuster etwa 28 % weniger zugeordnete Porenfläche auf als die Klasse der kleinsten Winkelabweichungen, wobei diese Differenz beim gefüllten Konturbahnenmuster ca. 90 % und beim alternierenden Konturbahnenmuster ca. 81 % beträgt.

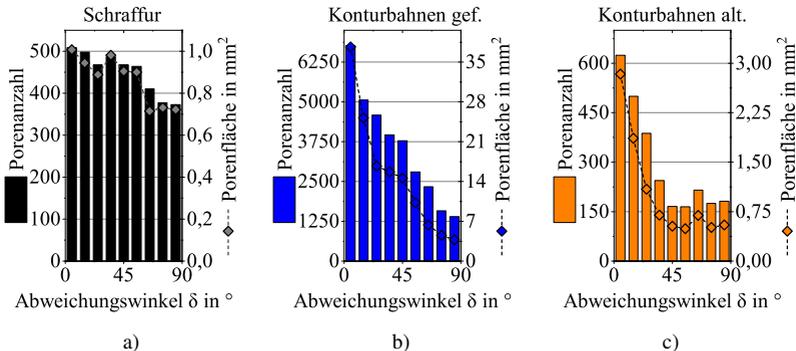


Abbildung 5.14: Ergebnisse der Ausrichtungsanalyse nach 2,5D-Laserpfadkorrelation. Die Histogramme sind in 10° Klassenbreite unterteilt. a): Schraffurmuster, b): Konturbahnen gefüllt, c): Konturbahnen alternierend.

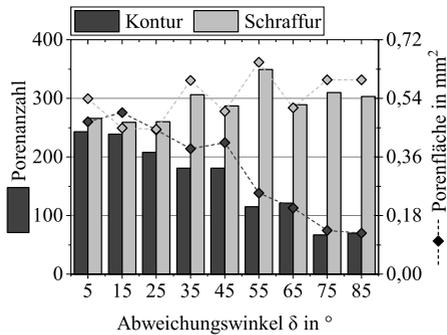


Abbildung 5.15: Ergebnisse der Ausrichtungsanalyse nach 2,5D-Laserpfadkorrelation des mit Schraffurmuster gefertigten Probekörpers mit Klassifizierung nach Kontur und Schraffur.

Die Analyse der Orientierung irregulärer Poren in dem mit Schraffurmuster gefertigten Probekörper ist in Abb. 5.15 unterteilt nach Kontur- und Schraffurbahnen dargestellt. Für die Konturbahnen ist eine gute Korrelation sowohl der Porenanzahl als auch des Porenvolumens mit dem Abweichungswinkel sichtbar, während für die Schraffurbahnen kein Zusammenhang zu erkennen ist. Der in Abb. 5.14a) sichtbare Zusammenhang entsteht demzufolge ausschließlich aus den Poren, die den Konturbahnen zugeordnet werden.

5.2.2 Verteilung nach Pfadlänge

Da hier keine signifikanten Unterschiede zwischen den Ergebnissen des 3D- und des 2,5D-Korrelationsverfahrens festgestellt wurden, beschränkt sich die Darstellung im Folgenden auf die Ergebnisse des 2,5D-Korrelationsverfahrens.

Abb. 5.16 zeigt am Beispiel der drei ausgewählten Proben von Geometrie B die Ergebnisse der Laserpfadkorrelation in Bezug auf die Länge der Pfade, denen die Poren zugeordnet wurden und eine Farbdarstellung der Pfadlängen der verschiedenen Scanmuster. Das Schraffurmuster (vgl. Abb. 5.16d)) weist dabei innerhalb der Schraffur ausschließlich Pfadlängen < 17 mm auf. Die größten Pfadlängen

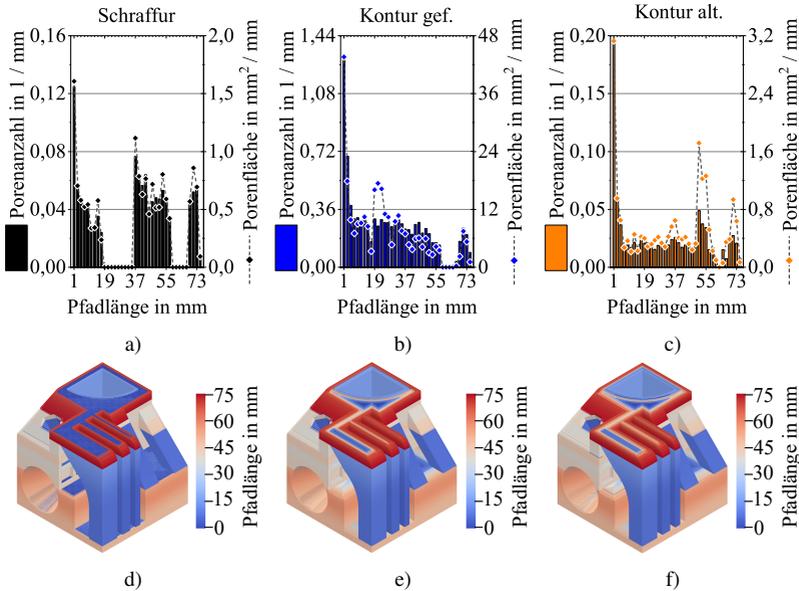


Abbildung 5.16: Pfadlängenanalyse nach 2,5D-Laserpfadkorrelation und Farbdarstellung der Pfadlängen in Geometrie B. a) und d): Schraffurmuster, b) und e): Konturbahnen gefüllt, c) und f): Konturbahnen alternierend.

liegen bei allen Scanmustern in den äußeren Konturbahnen der obersten Schichten vor. Bei den Konturbahnenmustern sind die Pfadlängen geringer, je weiter innen ein Laserpfad innerhalb einer Schicht liegt.

Als Klassenbreite für die Auswertung der Porenkorrelation wurde 2 mm gewählt. Die Balken zeigen dabei die Auswertung nach Porenanzahl pro mm Pfadlänge, während die Rauten die Ergebnisse gewichtet nach projizierter Porenfläche in mm² pro mm Pfadlänge zeigen. Wie in Kap. 4.3.2 erläutert, werden dabei die gefundenen Porenanzahlen bzw. die projizierten Flächen auf die Gesamtlänge der Pfade innerhalb der jeweiligen Klasse normiert, um statistische Verzerrungen durch häufig auftretende Pfadlängen auszuschließen.

Alle untersuchten Scanmuster weisen sowohl die höchste Porenanzahl pro Pfadlänge als auch die höchste projizierte Porenfläche pro Pfadlänge bei der Pfadlängengruppe zwischen 0 mm und 2 mm auf. Die Auswertung der Ergebnisse für den

mit dem Schraffurmuster hergestellten Probekörper ist in Abb. 5.16a) dargestellt. Im Histogramm sind drei Bereiche zu erkennen, wobei der Bereich der Pfadlängen zwischen 0 mm und 17 mm der Schraffur und Konturen dünnerer Bereiche entspricht und die größeren Pfadlängen ausschließlich in Konturbahnen zu finden sind. Der Verlauf der relativen Porenanzahl deckt sich weitgehend mit dem Verlauf der relativen projizierten Fläche, was auf die Abwesenheit von systematischen Unterschieden der Porengröße zwischen Schraffur und Kontur hindeutet. Auch bei dem gefüllten (Abb. 5.16b)) und dem alternierenden (Abb. 5.16c)) Konturbahnenmuster decken sich die Verläufe der relativen Porenanzahl und der relativen projizierten Fläche weitgehend. Beim gefüllten Konturbahnenmuster liegt eine Abweichung bei etwa 20 mm Pfadlänge vor, wo die Porenfläche pro Pfadlänge stärker ansteigt als die Anzahl pro Pfadlänge. Eine ähnliche Abweichung ergibt sich beim alternierenden Konturbahnenmuster um etwa 50 mm und 70 mm Pfadlänge.

5.3 μ CT-Untersuchung der Oberflächentopographien

Im Folgenden wird eine Oberflächenanalyse verschiedener additiv gefertigter Geometrien unter Verwendung des in Kap. 4.4 vorgestellten Algorithmus durchgeführt. Dabei werden die vorab bei der Porenanalyse verwendeten Probekörper von Geometrie A und B verwendet, die mit Konturbahnen und Schraffurmuster gefertigt wurden. Die im Folgenden gezeigten Ergebnisse basieren auf der eigenen Veröffentlichung [194].

5.3.1 Untersuchte μ CT-Daten

3D-Darstellungen der μ CT-Datensätze der hier betrachteten Probekörper sind in Abb. 5.17 dargestellt. Abb. 5.17a) zeigt dabei die mit zwei Konturbahnen und Schraffur gefertigte Geometrie A, während Abb. 5.17b) Geometrie B zeigt. Beide Probekörper wurden mit der Scangeschwindigkeit $v_{scan} = 1000 \text{ mm s}^{-1}$ und einem Bahnabstand von $150 \mu\text{m}$ gefertigt. Weiterhin wurde die konische Bohrung von zwei weiteren Probekörpern von Geometrie B betrachtet, die mit einem Bahnabstand von $100 \mu\text{m}$ und Scangeschwindigkeiten von $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$ bzw. $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ hergestellt wurden.

Ein Schnitt durch die bei $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$ gefertigte konische Bohrung ist in Abb. 5.17c) dargestellt, während Abb. 5.17d) eine Schnittdarstellung der mit $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ hergestellten Bohrung zeigt. Aus der Geometrie ergibt sich ein Bauwinkel von etwa 20° im Upskin- und 160° im Downskin-Bereich. Bei $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$ ist eine sehr unregelmäßige Oberflächenstruktur im Downskin-Bereich zu erkennen, während die Seitenfläche nur wenige Anhaftungen aufweist. Im Gegensatz dazu sind bei $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ an der Seitenfläche sehr viele anhaftende Partikel zu erkennen, während der Downskin-Bereich weniger unregelmäßig als bei $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$ erscheint.

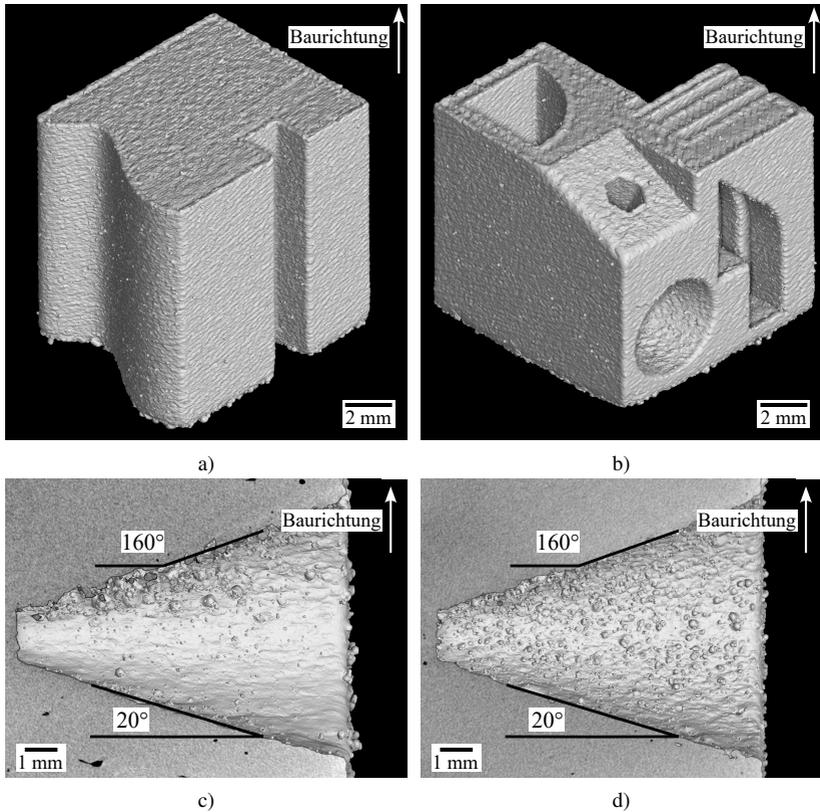


Abbildung 5.17: 3D-Darstellung der μ CT-Daten von: a): Geometrie A; b): Geometrie B. Schnittdarstellungen der Kegelbohrung bei c): $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$; d): $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$.

5.3.2 Validierung der μ CT-Messung

Die in Kap. 2.2.3 aufgeführten Arbeiten beschreiben vor allem Differenzen zwischen mittels Konfokalmikroskopie und im μ CT gemessenen Oberflächen in der Auflösung kleiner Oberflächenmerkmale, wodurch die Anwendbarkeit der μ CT von der Oberflächenstruktur abhängig ist. Da der Vergleich der Methoden bereits in der Literatur durchgeführt wurde (vgl. [174, 175, 179]), erfolgt hier lediglich eine Validierung der implementierten Methode anhand einer Vergleichsfläche.

Um in beiden Messinstrumenten Messungen an möglichst derselben Stelle zu erhalten, wurde zunächst ein etwa $4\text{ mm} \times 4\text{ mm}$ großer Bereich der Seitenfläche von Geometrie A im Konfokalmikroskop durch das Zusammenfügen von neun Messungen vermessen. Aus einem μCT -Scan von Geometrie A wurde die Oberflächenstruktur der gesamten Seitenfläche mit Hilfe der in Kap. 4.4 vorgestellten Methode extrahiert. Anschließend wurde mit der Software MountainsMap ein Bereich der Seitenfläche extrahiert, der möglichst deckungsgleich mit der Messung im Konfokalmikroskop ist. Die im Konfokalmikroskop gemessene Oberflächenstruktur ist in Abb. 5.18a) dargestellt, während Abb. 5.18b) die μCT -Messung zeigt. Auf der Oberfläche sind einige anhaftende Partikel mit großer Höhe (rot) und zwei Vertiefungen (blau) zu erkennen. Zwischen den Messungen sind lediglich geringe Unterschiede sichtbar, so befinden sich um einige der anhaftenden Partikel in der im Konfokalmikroskop gemessenen Fläche nicht messbare Punkte (schwarz). Diese können durch Höhen außerhalb des Messbereichs oder durch zu geringe Rückreflexion verursacht werden.

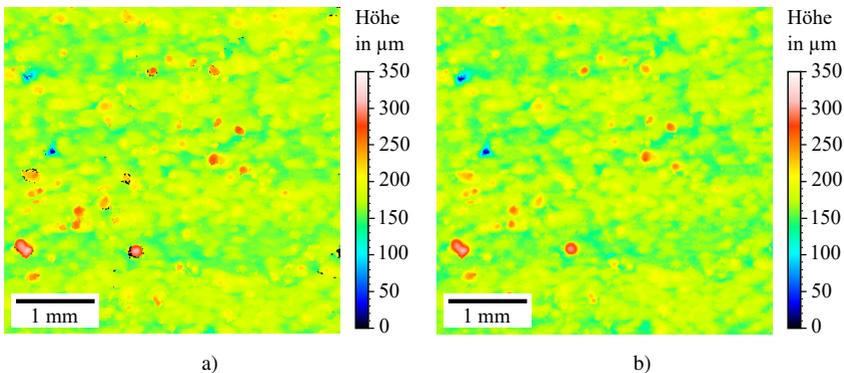


Abbildung 5.18: Vergleich der a) im Konfokalmikroskop und der b) im μCT gemessenen Oberflächenstruktur.

Zusätzlich wurden die beiden Messungen anschließend in MountainsMap mit einer Schrittweite von $10\text{ }\mu\text{m}$ digital erneut abgetastet, um einen Vergleich unabhängig von der nominellen Auflösung zu erhalten. Tab. 5.2 zeigt die für die

Tabelle 5.2: Vergleich der Oberflächenparameter der μ CT-Messung und der Messung aus dem Konfokalmikroskop.

Instrument	Abtastung z-Achse	S_a	S_v	S_p
Konfokalmikroskop	0,006 μm	11,7 μm	174 μm	207 μm
Konfokalmikroskop	10 μm	11,4 μm	160 μm	150 μm
μ CT	9,8 μm	11,5 μm	171 μm	142 μm
μ CT	10 μm	10,8 μm	170 μm	140 μm

beiden Instrumente jeweils in der nativen Abtastung und für eine Abtastung mit 10 μm berechneten S_a , S_v und S_p Werte. Die S_a und S_v Werte unterscheiden sich dabei lediglich um wenige μm , während insbesondere der S_p Wert der Konfokalmikroskopie Messung mit nativer Abtastung um etwa 60 μm von dem Wert aus der μ CT-Messung abweicht. Bei Abtastung mit 10 μm beträgt diese Differenz nur noch 10 μm , was auf einzelne hohe Messwerte zurückzuführen ist, die bei grober Abtastung nicht abgebildet werden können. Die Ergebnisse der implementierten Methode bestätigen somit die in der Literatur diskutierte Genauigkeit der μ CT-Charakterisierung von PBF-LB-Oberflächen.

5.3.3 Einstellung der Analyseparameter

Wie auch bei konventionellen optischen Messverfahren können in der μ CT-Oberflächenanalyse verschiedene Parameter der Messung eingestellt werden. Die in Kap. 4.4 erläuterten Parameter sind die Tiefe des oberflächennahen Bereichs, der Durchmesser des Messfensters und die Größe des Randbeschnitts. Die Tiefe des oberflächennahen Bereichs wird abhängig davon gewählt, was im jeweiligen Anwendungsfall als „oberflächennah“ gilt. In den hier gezeigten Analysen wurde der Wert auf 450 μm gesetzt, was der durchschnittlichen Breite von drei Schmelzbädern entspricht. Dadurch sollen Poren im Bereich zwischen der Schraffur und den beiden Konturbahnen erfasst werden. Die Größe des Randbeschnitts entspricht dem Wert, um den die Maske erweitert wird, um geometriebedingte Messungen von sehr hohen bzw. niedrigen Höhenwerten am Rand von Messfenstern

zu vermeiden. Dieser Wert sowie der Durchmesser des Messfensters werden auf der Basis einer Parameterstudie gefunden.

Abb. 5.19 zeigt die Verteilung des S_p Werts auf der durch eine Nut vertieften Seite von Geometrie A (vgl. Abb. 3.1a) für vier unterschiedliche Kombinationen von Parametern. Links ist das Ergebnis der Analyse ohne Randbeschnitt dargestellt, während zum Vergleich das zweite Bild von links das Ergebnis bei 0,1 mm Randbeschnitt und ansonsten gleichen Parametern zeigt. Im Bereich der Nut ergeben sich ohne Randbeschnitt sehr hohe Werte, während die Werte mit Randbeschnitt auch in der Nut eine ähnliche Verteilung wie im Rest der Probe zeigen. Bei Analyse der Grundfläche werden ohne Randbeschnitt die Flanken der Nut in die Analyse miteinbezogen, wodurch sich sehr hohe S_p Werte ergeben. Da diese Effekte nur an Kanten auftreten, können diese durch einen Randbeschnitt vermieden werden, jedoch sollte der Beschnitt möglichst klein gewählt werden, um möglichst viel von der Oberfläche des Probekörpers zu erfassen.

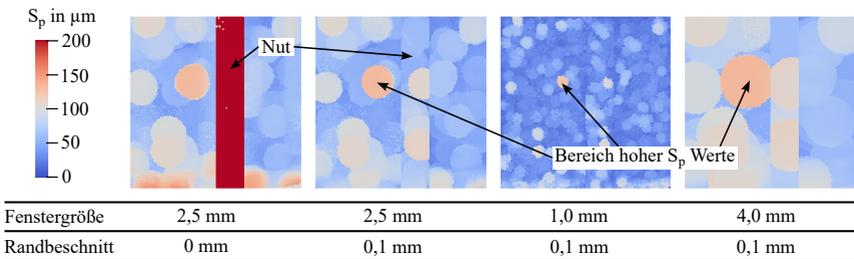


Abbildung 5.19: Visualisierung der Verteilung des S_p Werts auf der Seite von Geometrie A bei Einstellung unterschiedlicher Analyseparameter, nach [194].

Da der S_p Wert dem höchsten gemessenen Punkt entspricht, zeigt dieser eine unstetige Verteilung um erhöhte Merkmale, wie beispielsweise Spritzerpartikel, auf der Oberfläche des Probekörpers. Die drei rechten Darstellungen zeigen den Einfluss der Fenstergrößen von 2,5 mm, 1,0 mm und 4,0 mm auf die gemessene Verteilung des S_p Werts. Die Größe des Bereichs erhöhter S_p Werte entspricht dabei dem Durchmesser des Messfensters. Eine Vergrößerung des Messfensters

bewirkt also eine stabilere Erkennung dieser Merkmale, jedoch wird bei Einschluss mehrerer Merkmale im Messfenster die Lokalisierung ungenauer. Dagegen bewirkt eine Verkleinerung des Messfensters eine höhere Grundvariabilität der Verteilung des S_p Werts, da die Messbereiche weniger repräsentativ für einen Oberflächenbereich werden. Für die in dieser Arbeit gezeigten Analysen wurde der Durchmesser des Messfensters auf 2,5 mm festgelegt.

5.3.4 Analyseergebnisse

Geometrie A

Abb. 5.20 zeigt die räumliche Verteilung der Oberflächenparameter in Geometrie A. Die bereits vorangehend erläuterte Verteilung des S_p Werts ist in Abb. 5.20a) dargestellt. In der 3D-Ansicht ist zu erkennen, dass die Verteilung unstetig ist und keine erkennbare Abhängigkeit von der Geometrie der Probe aufweist. Die Bereiche erhöhten S_p Werts sind regellos auf der Oberfläche der Geometrie verteilt. Die Verteilung des S_v Werts, der der größten Vertiefung innerhalb eines Messfensters entspricht, zeigt ein ähnliches Bild bezüglich der unstetigen Bereiche mit erhöhten Werten. Darüber hinaus befinden sich erhöhte Bereiche in den Seitenflächen der zuerst gebauten Schichten. Bei Betrachtung der 3D-Darstellung von Geometrie A in Abb. 5.17a) kann dieser Bereich den ersten Schichten zugeordnet werden, in denen der PBF-LB-Prozess noch nicht stabil verlief. Es ist zu erkennen, dass in diesen Schichten Reste der Stützstrukturen an der Probe haften und keine reguläre Seitenfläche vorliegt.

Die Verteilung des S_a Werts ist in Abb. 5.20c) dargestellt. Der Verlauf der S_a Werte über den Probekörper ist stetiger als beim S_p bzw. S_v Wert, jedoch ist beim Vergleich der Seitenflächen mit dem horizontal gebauten Upskin eine Abhängigkeit vom Bauwinkel zu erkennen. Der S_a Wert ist im Upskin höher im Vergleich zu den Seitenflächen, wobei besonders am Rand des Upskins deutlich höhere Werte gemessen werden. Die erhöhten Werte am Rand werden von einer Verdickung der Konturbahnen in diesem Bereich verursacht.

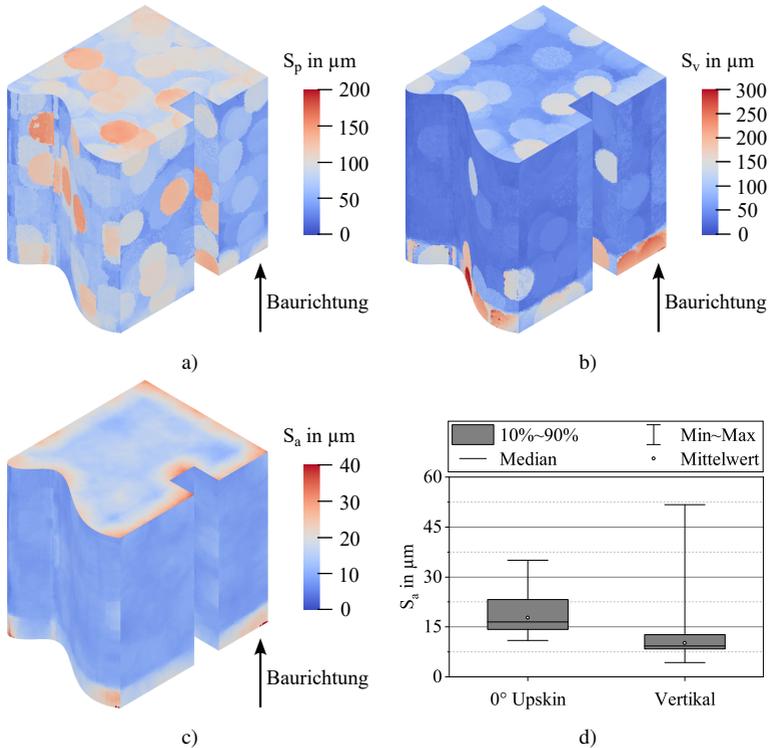


Abbildung 5.20: Rauheitsverteilung in Geometrie A; Visualisierung des: a): S_p Werts, b): S_v Werts, c): S_a Werts, d): Verteilung des S_a Werts getrennt nach Upskin- und Seitenfläche, nach [194].

Die quantitative Verteilung des S_a Werts ist in Abb. 5.20d) als Boxplot dargestellt. Der mittlere S_a Wert liegt im Upskin bei $17,8\mu\text{m}$, während dieser in der vertikalen Seitenfläche bei $10,2\mu\text{m}$ liegt. Darüber hinaus weist der Bereich von 10 % bis 90 % der S_a Werte im Upskin ein breiteres Streuband über etwa $9\mu\text{m}$ auf, wohingegen dieses Band in den vertikalen Bereichen nur etwa $4\mu\text{m}$ beträgt. Da die Instabilität zu Beginn des PBF-LB-Prozesses zu hohen Rauheiten in den ersten Schichten führt, ist in den vertikalen Flächen der Maximalwert etwa fünfmal so hoch wie der Mittelwert des S_a Werts. Dagegen reicht der Wertebereich des S_a Werts im horizontalen Upskin von etwa $11\mu\text{m}$ bis $35\mu\text{m}$.

Geometrie B

Abb. 5.21 zeigt Darstellungen der Verteilung von Oberflächenparametern und Parametern der oberflächennahen Porosität in Geometrie B, wodurch die Anwendbarkeit der erarbeiteten Analyseverfahren auf komplexe Geometrien mit Hinterschnitten und nicht abwickelbaren Geometrien demonstriert wird. An manchen abgerundeten Ecken weisen einige Dreiecke den Wert 0 auf, da der Algorithmus die Messfenster an diesen Stellen aufgrund ihrer Größe als ungültig markiert hat. Da die Geometrie hier eine starke Krümmung aufweist, können lediglich sehr schmale zusammenhängende Messfenster definiert werden, um die Gültigkeit der Messrichtung nicht zu beeinträchtigen. Für die Auswertung wurde jedoch eine Mindestgröße der Messfenster festgelegt, um sicherzustellen, dass eine gültige Ausgleichsfläche, auf die die Messwerte bezogen werden, gefunden werden kann. Die Mindestgröße hängt dabei von der Rauheit des Objektes ab, da hohe Rauheitsamplituden zu instabilen Ergebnissen bei der Anpassung nach der Methode der kleinsten Quadrate führen.

In Abb. 5.21a) ist die Verteilung des S_z Werts über die Oberfläche von Geometrie B dargestellt. Da der S_z Wert der Summe der S_v und S_p Werte entspricht, zeigt sich erneut eine unstetige Verteilung über die Oberfläche. Insbesondere ist zu erkennen, dass hohe Werte teilweise in Schnittflächen kreisförmiger Bereiche gemessen werden. Dies ist darauf zurückzuführen, dass der S_z Wert genau

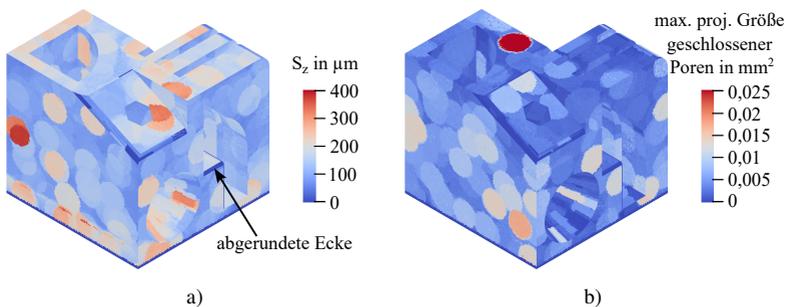


Abbildung 5.21: Darstellung der Oberflächenparameter auf Geometrie B. a): S_z Wert, b): maximale projizierte Größe geschlossener Poren.

dann hoch ist, wenn sich sowohl mindestens eine große Senke als auch eine große Spitze im Messfenster befinden. Der Bereich hoher Werte ist daher in der Schnittmenge der jeweiligen Bereiche um diese Merkmale zu finden.

Als Beispiel für die in dieser Arbeit neu eingeführten oberflächennahen Parameter zeigt Abb. 5.21b) die Verteilung der maximalen projizierten Größe geschlossener Poren in Geometrie B. Da es sich bei diesem Parameter analog zu den S_v oder S_p Werten um eine extremale Größe handelt, tritt auch hier eine unstetige Verteilung auf. Im dargestellten Bereich ist keine Abhängigkeit der Verteilung von der Geometrie zu erkennen, vielmehr treten hohe Werte regellos auf. Die größte geschlossene Pore wird im Bereich des horizontalen Upskins beobachtet.

5.3.5 Einfluss der Scanparameter

Abschließend wurde die in Geometrie B enthaltene Kegelbohrung an Probekörpern untersucht, die mit unterschiedlichen Scangeschwindigkeiten v_{scan} von 600 mm s^{-1} bzw. 1400 mm s^{-1} gefertigt wurde.

Die Ergebnisse der Analyse sind in Abb. 5.22 dargestellt. Dabei zeigt Abb. 5.22a) die räumliche Verteilung des S_a Werts in der Oberfläche der konischen Bohrung des mit $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$ gefertigten Probekörpers. Im Bereich des Downskins treten die höchsten S_a Werte auf, während diese an den 90° Seitenflächen am geringsten sind. Weiterhin werden auch bei geringen Bauwinkeln im Upskin-Bereich erhöhte Werte um $30 \mu\text{m}$ gemessen. Die räumliche Verteilung des S_a Werts für die mit $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ gefertigte Kegelbohrung ist in Abb. 5.22b) dargestellt. Auch hier treten die höchsten S_a Werte im Downskin-Bereich auf. Im Vergleich zu der mit $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$ gefertigten Oberfläche, sind diese jedoch deutlich geringer. Im Gegensatz dazu sind die S_a Werte an der 90° Seitenfläche vergleichsweise hoch und erreichen ähnliche Werte wie im Upskin-Bereich.

Eine quantitative Auswertung der mit $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$ gefertigten Oberfläche ist in Abb. 5.22c) und eine Auswertung der mit $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ gefertigten Oberfläche ist in Abb. 5.22d) als Boxplot dargestellt. Die gemessenen Daten wurden in diesen Graphen jeweils einzeln in 10° Klassen ausgewertet, wobei die auf der Abszisse aufgetragenen Werte der Mitte der jeweiligen Klasse entsprechen.

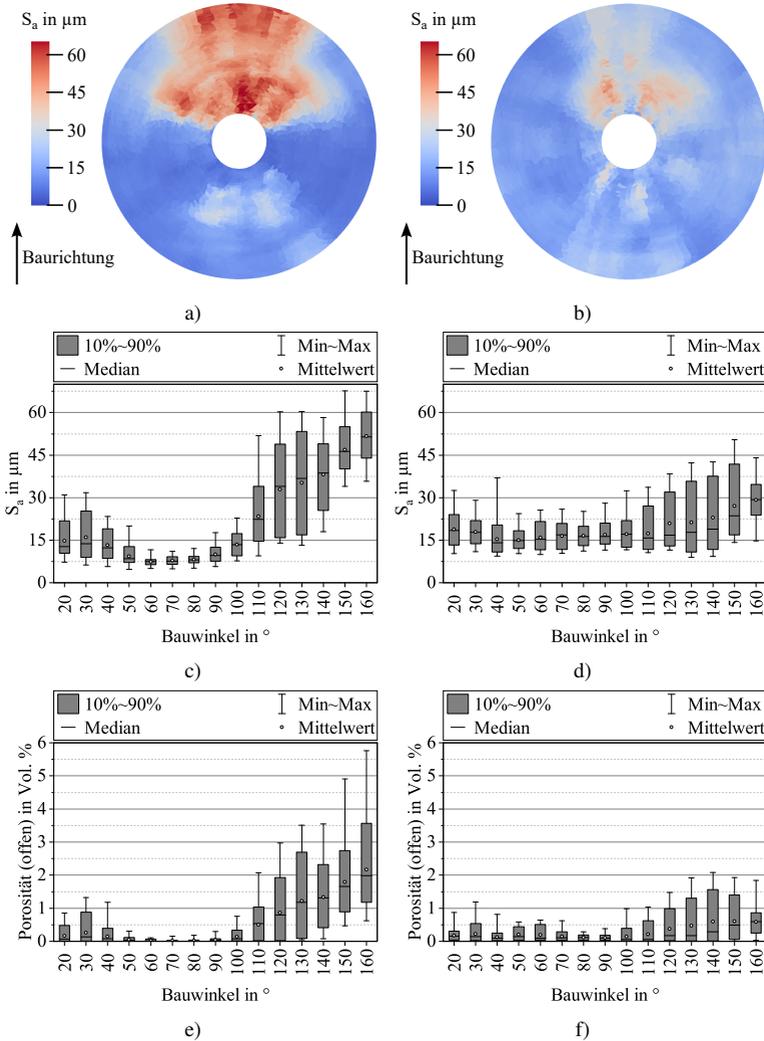


Abbildung 5.22: Analyse der Kegelbohrung in Proben unterschiedlicher Scangeschwindigkeit. Visualisierung der räumlichen Verteilung des S_a Werts bei a): $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$, b): $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$. Die Boxplots zeigen die Verteilung c): des S_a Werts bei $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$, d): des S_a Werts bei $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$, e): der offenen Porosität bei $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$, f): der offenen Porosität bei $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ in Abhängigkeit vom Bauwinkel.

Bei der mit geringer Scangeschwindigkeit v_{scan} gefertigten Oberfläche werden die geringsten Mittelwerte der S_a Werte zwischen 60° und 80° bei etwa $8\ \mu\text{m}$ gemessen. Darüber hinaus besitzen die Werte eine relativ geringe Streuung zwischen ca. $5\ \mu\text{m}$ und $12\ \mu\text{m}$. Sowohl kleinere als auch größere Bauwinkel führen gleichzeitig zu größeren mittleren und zu stärker streuenden S_a Werten. Dabei schwanken die Werte im Downskin innerhalb der Bauwinkel Klasse von 110° um mehr als $40\ \mu\text{m}$. Der höchste Wert wird beim größten Bauwinkel gemessen und beträgt $67,8\ \mu\text{m}$. Im Gegensatz dazu ist die Abhängigkeit vom Bauwinkel in der mit $v_{scan} = 1400\ \text{mm s}^{-1}$ gefertigten Oberfläche deutlich geringer. Die Mittelwerte der S_a Werte der Bauwinkelklassen bewegen sich zwischen $15\ \mu\text{m}$ und $29\ \mu\text{m}$, während einzelne Werte zwischen $9\ \mu\text{m}$ und $50\ \mu\text{m}$ gemessen werden.

Für die beiden Probekörper wurde darüber hinaus die offene Porosität im oberflächennahen Bereich auf die gleiche Weise analysiert. Die Auswertungen der Untersuchung sind in Abb. 5.22e) (für $v_{scan} = 600\ \text{mm s}^{-1}$) bzw. Abb. 5.22f) (für $v_{scan} = 1400\ \text{mm s}^{-1}$) dargestellt. Sowohl der Verlauf der Mittelwerte als auch der Schwankungsbreiten korreliert für beide Proben sehr gut mit dem darüber dargestellten Verlauf für die S_a Werte. Dies deutet auf ähnliche Ursachen auf der Oberfläche hin. Die hier verwendete Definition der offenen Porosität schließt jegliche mit der Umgebung verbundene Fehlstellen unter Oberflächenpunkten ein (vgl. Abb. 4.11). Die auf der Oberfläche anhaftenden Partikel (vgl. Abb. 5.17c) und 5.17d)) weisen Hinterschnitte auf und können so nicht nur zu einem erhöhten S_a Wert, sondern auch zu einer erhöhten offenen Porosität führen.

5.4 Korrelation zwischen Oberflächentopographie und Ermüdung

Um die Anwendbarkeit der in Kap. 4.4 erläuterten Methode zur Beurteilung von wechselnd beanspruchten Bauteiloberflächen zu evaluieren, wurden additiv gefertigte Proben μ CT geprüft und anschließend durch schwingende Beanspruchung zum Versagen gebracht. Durch Anwendung der μ CT-Oberflächenanalyse konnte die Verteilung der Oberflächenqualität mit dem Versagensort und der Lebensdauer abgeglichen werden. Die im Folgenden gezeigten Ergebnisse basieren auf der eigenen Veröffentlichung [204].

5.4.1 Analyse der Probenoberfläche

Abb. 5.23 zeigt Visualisierungen verschiedener Oberflächenparameter exemplarisch anhand eines Probekörpers. Wie auch in den in Kap. 5.3.4 gezeigten Beispielen, zeigt sich eine eher stetige Verteilung des S_a Werts, wobei der Wert größtenteils zwischen $8\mu\text{m}$ und $10,5\mu\text{m}$ liegt (siehe Abb. 5.23a)). Lokal werden jedoch Maxima bis zu $20\mu\text{m}$ gemessen. Abb. 5.23b) und 5.23c) zeigen die Verteilung des S_p Werts an zwei gegenüberliegenden Seiten des Probekörpers. Dieser ist stark von lokalen Merkmalen wie Partikelanhaftungen an der Oberfläche bestimmt. Die in Abb. 5.23b) dargestellte Seite zeigt größere Werte und eine höhere Anzahl von lokalen Maxima des S_p Werts im Vergleich zu der in Abb. 5.23c) gezeigten Seite. Dieselben Ansichten des S_v Werts sind in den Abb. 5.23e) und 5.23f) visualisiert. Auch der S_v Wert weist einzelne lokale Maxima auf, wobei kein signifikanter Unterschied zwischen den beiden Proben-seiten zu erkennen ist.

Die in Abb. 5.23d) dargestellte Visualisierung der maximalen Tiefe offener Poren zeigt wenige Stellen mit signifikant erhöhtem Wert ($> 300\mu\text{m}$) während Stellen mit nur leicht erhöhtem Wert ($150 - 250\mu\text{m}$) relativ zahlreich vorhanden sind. Beim Vergleich der Visualisierung des S_p Werts derselben Proben-seite (Abb. 5.23b)) ist zu erkennen, dass einige Stellen mit erhöhtem Wert der Tiefe

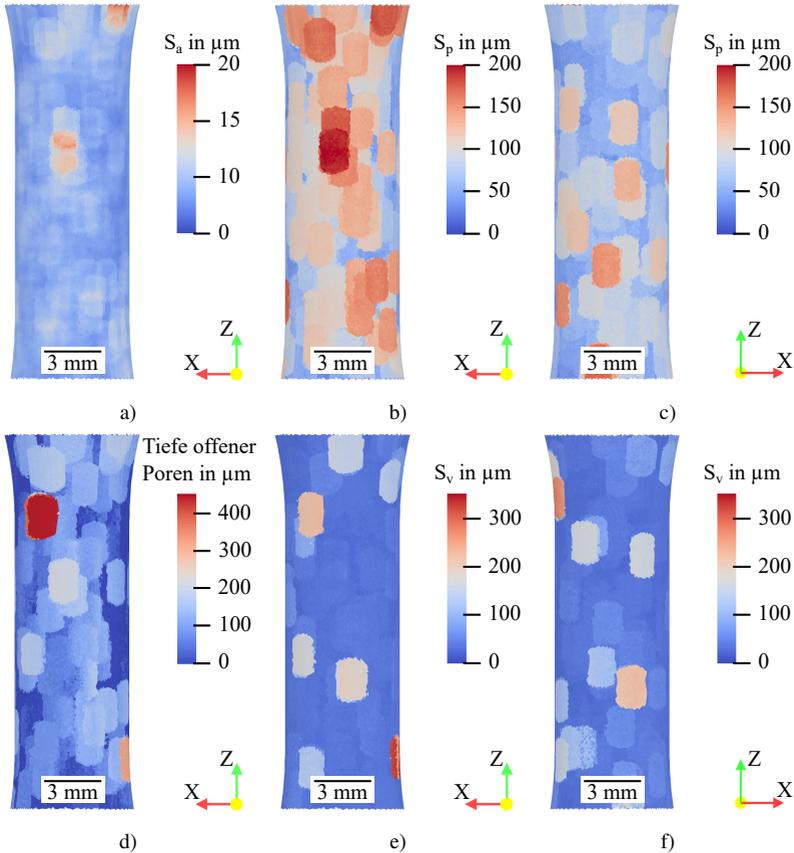


Abbildung 5.23: Analyse der Oberfläche von Probe 24. a): S_a Wert, b): S_p Wert Frontseite, c): S_p Wert der gegenüberliegenden Seite, d): Tiefe offener Poren, e): S_v Wert Frontseite, f): S_v Wert der gegenüberliegenden Seite.

offener Poren mit Stellen mit erhöhtem S_p Wert korrespondieren. Hier handelt es sich also zumindest teilweise um hinterschneidende Oberflächenmerkmale unter den anhaftenden Partikeln. Die Stelle, an welcher der Maximalwert der Tiefe offener Poren auftritt (links oben in Abb. 5.23d)), entspricht gleichzeitig einer Stelle mit signifikant erhöhtem S_v Wert (vgl. Abb. 5.23e)). Dies kann beispielsweise bei einer Porenform, wie sie in Abb. 5.29 dargestellt ist, auftreten.

Abb. 5.24 zeigt Boxplots der S_v Werte und der Tiefe offener Poren aller μCT geprüfter Probekörper. Die Werte zwischen 10 % und 90 % sind als Box dargestellt, während die Antennen die Minimal- bzw. Maximalwerte der Daten zeigen. Sowohl die Tiefe offener Poren als auch die S_v Werte zeigen eine ausgeprägte rechtsschiefe Verteilung, niedrige Werte werden also häufig gemessen, während relativ wenige, sehr hohe Werte auftreten. Die Mittelwerte bzw. der Median der maximalen Tiefe offener Poren und S_v sind bei allen untersuchten Proben ähnlich und befinden sich zwischen $50\ \mu\text{m}$ und $95\ \mu\text{m}$. Die Wertebereiche der Mittelwerte sind als gefärbte Bänder dargestellt. Insbesondere die Extremwerte von S_v unterscheiden sich zwischen den Proben und betragen zwischen $162,9\ \mu\text{m}$ und $362,5\ \mu\text{m}$. Auch die Extremwerte der Tiefe offener Poren weisen große Unterschiede zwischen den Proben auf und reichen von $220,5\ \mu\text{m}$ bis $441\ \mu\text{m}$.

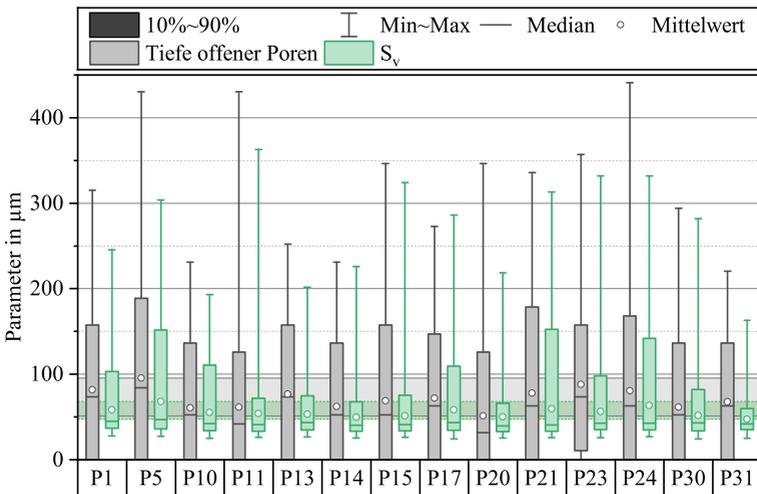


Abbildung 5.24: Verteilung des S_v Werts und der maximalen Tiefe offener Poren in den untersuchten Proben. Die Wertebereiche der Mittelwerte sind als gefärbte Bänder dargestellt, nach [204].

5.4.2 Ermüdungsversuche

Abb. 5.25 zeigt die Ergebnisse der Ermüdungsversuche der additiv gefertigten Probekörper. Mit Ausnahme von zwei Versuchen bei 30 MPa und einem Versuch bei 150 MPa wurden Versuche zwischen 20 MPa und 100 MPa in Abständen von 20 MPa durchgeführt. Für die nachfolgenden Untersuchungen wurden Lasthorizonte gesucht, die zu einer Lebensdauer im Zeitfestigkeitsbereich führen. Daher wurden anschließend jeweils sechs weitere Versuche auf den Lasthorizonten 40 MPa und 100 MPa durchgeführt, um Bruchlastspielzahlen von etwa $N_B \approx 10^4$ respektive $N_B \approx 10^5$ zu erreichen. Bei 100 MPa traten Bruchlastspielzahlen zwischen $N_B = 12700$ und $N_B = 21915$ auf, während die Bruchlastspielzahlen bei 40 MPa zwischen $N_B = 259580$ und $N_B = 446715$ lagen.

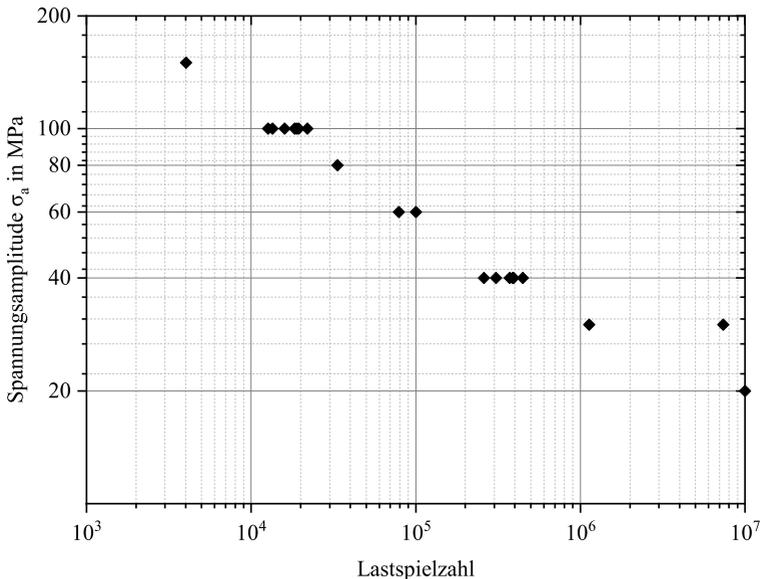


Abbildung 5.25: Ergebnisse der Ermüdungsversuche PBF-LB gefertigter Probekörper aus AlSi10Mg mit as-built Oberfläche.

5.4.3 Versagensverhalten und Bruchbilder

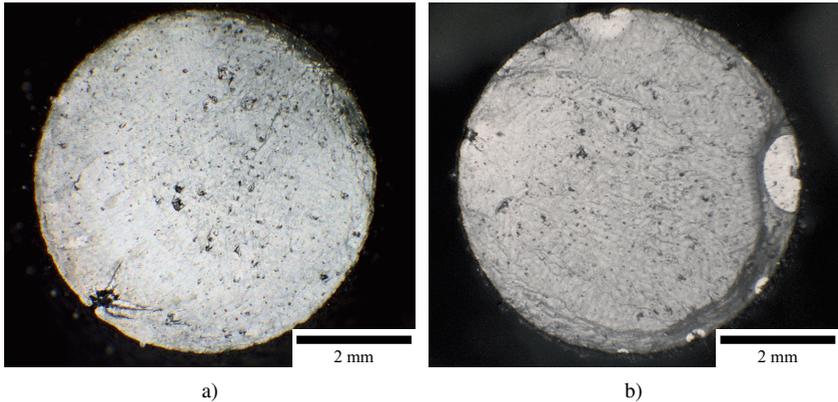


Abbildung 5.26: Exemplarische Makroskopaufnahmen der Bruchfläche bei a): 40 MPa (P24), b): 100 MPa (P14).

In Abb. 5.26 ist exemplarisch je ein Bild einer Bruchfläche bei einer Beanspruchungsamplitude von 40 MPa (Abb. 5.26a)), bzw. 100 MPa (Abb. 5.26b)) dargestellt. In der Aufnahme der bei 40 MPa beanspruchten Probe ist eine zum Rand hin offene Pore zu erkennen, von der aus sich der Riss durch die Probe ausbreitete. In der Bruchfläche der bei 100 MPa ermüdeten Probe sind hingegen mehrere Rissausgangsorte zu erkennen, die auf der Aufnahme hell erscheinen. Die Anrisse, die von den beiden offenen Poren im linken oberen Bereich ausgingen, scheinen während der stabilen Rissausbreitung zusammengewachsen zu sein. Vier weitere Oberflächenvertiefungen (rechts unten im Bild), umgeben jeweils unterschiedlich große, halbkreisförmige Anrisse, die in der Restbruchfläche enthalten sind. Mit Ausnahme einer Probe versagten alle Proben ausgehend von einer Vertiefung oder einer offenen Pore.

Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von Rissausgangsorten in den exemplarisch gezeigten Proben sind in Abb. 5.27 dargestellt. Abb. 5.27a) zeigt den Ort, von dem der versagenskritische Riss bei P24 ausging, während Abb. 5.27b)

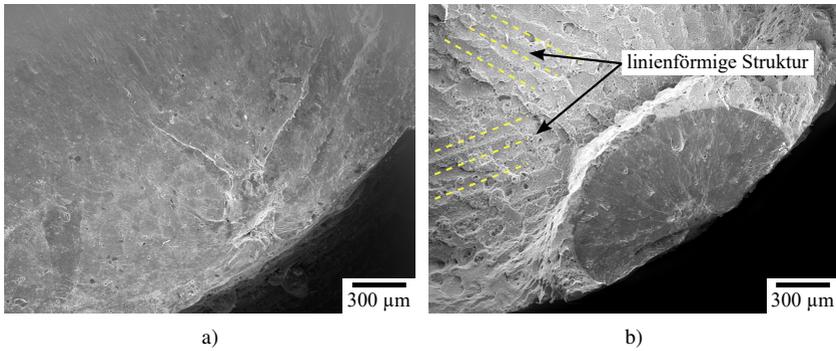


Abbildung 5.27: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Bruchfläche bei a): 40 MPa (P24), b): 100 MPa (P14).

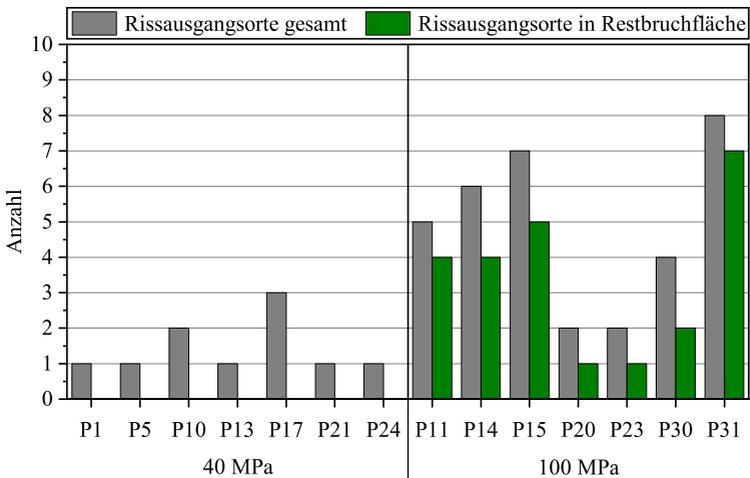


Abbildung 5.28: Zahl der Rissausgangsorte in der Bruchfläche mit der Zahl der in der Restbruchfläche enthaltenen Anrisse, nach [204].

den größten der in der Restbruchfläche von P14 enthaltenen Anrisse zeigt. Weiterhin ist in den Aufnahmen eine den ehemaligen Schmelzbädern entsprechende linienförmige Struktur zu erkennen. Die stabile Rissausbreitung erfolgte also entlang der Wärmeinflusszone oder dem vergrößerten Bereich entlang der Schmelzbadgrenzen.

Eine Auswertung der Anzahl der Rissausgangsorte in den Bruchflächen ist in Abb. 5.28 dargestellt. Die Gesamtzahl der Rissausgangsorte ist grau dargestellt, während die Anzahl der in der Restbruchfläche enthaltenen Rissausgangsorte grün dargestellt ist. In fünf der sieben bei 40 MPa beanspruchten Probekörper ging das Versagen von nur einem Oberflächendefekt und lediglich in zwei Probekörpern von zwei bzw. drei Vertiefungen aus. In den Restbruchflächen dieser Probekörper wurden keine Anrisse identifiziert.

In den mit 100 MPa beanspruchten Probekörpern wurden dagegen zwei bis acht Rissausgangsorte gefunden. In jeder dieser Proben waren zwischen einem und sieben Anrissen in der Restbruchfläche sichtbar. Nur in einer von 14 untersuchten Proben ging das Versagen von einer (geschlossenen) oberflächennahen Pore und nicht direkt von der Oberfläche aus (P31).

5.4.4 Untersuchung von Korrelationen

Bruchlastspielzahl

Zur Untersuchung von Korrelationen der im μ CT gemessenen Oberflächenparameter und der Lebensdauer wurde insbesondere der S_v Wert betrachtet, da dieser in der Literatur bereits in ähnlicher Weise verwendet wurde (siehe Kap. 2.2.3). Darüber hinaus wurde die Tiefe offener Poren in gleicher Weise betrachtet, da diese dem S_v Wert ähnelt, jedoch auch durch Material verdeckte Vertiefungen charakterisiert. Um Referenzwerte für die Vorhersagegüte der Parameter bezüglich der Lebensdauer zu erhalten, wurden zur Porentiefe und dem S_v Wert analoge Parameter in der Bruchfläche gemessen. Da diese „a posteriori“ erhoben werden, werden diese jeweils nur an der versagenskritischen Stelle gemessen, womit die Unsicherheit bezüglich der Kritikalität der entsprechenden Stelle entfällt

und diese als Referenzwerte zur Beurteilung der Korrelationen dienen können. Kann bei diesen anhand der Bruchfläche gemessenen Werten keine Korrelation gefunden werden, ist keine Korrelation mit den in μCT gemessenen Werten zu erwarten.

Abb. 5.29 veranschaulicht die Messung anhand eines Beispiels. Zur Messung eines zum S_V Wert analogen Tiefenwerts wurde in der Bruchfläche die versagenskritische Pore identifiziert und die Sichttiefe t_A entlang einer nicht durch Material unterbrochenen Linie gemessen. Im Unterschied zum S_V Wert erfolgt die Messung nicht bezüglich einer Ausgleichsfläche, sondern bezüglich der angenäherten Bauteilkontur. Die Porentiefe t_B der offenen Pore wurde ebenfalls bezüglich der angenäherten Bauteilkontur gemessen, wobei über hinterscheidende Bereiche hinweg gemessen wurde. Die Tiefen sind daher nicht zum quantitativen Vergleich mit den Werten aus der μCT -Messung geeignet, können jedoch als qualitative Referenz für die Untersuchung von Korrelationen herangezogen werden.

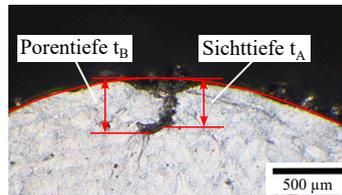


Abbildung 5.29: Messung der Tiefe der versagenskritischen Pore; Sichttiefe t_A : Tiefe nach Sichtlinie, Porentiefe t_B : Tiefe mit Hinterschnitten, nach [204].

Abb. 5.30 zeigt verschiedene Graphen, die die Bruchlastspielzahl N_B der mit 40 MPa bzw. 100 MPa Nennlastamplitude schwingend beanspruchten Probekörper auf der Abszisse in Verbindung mit unterschiedlichen Oberflächenparametern auf der Ordinate darstellen. Bei den mit 40 MPa Spannungsamplitude geprüften Probekörpern ist eine Korrelation mit t_A (Abb. 5.30b)) bzw. t_B (Abb. 5.30d)) erkennbar, während die Bruchlastspielzahlen der mit 100 MPa Spannungsamplitude geprüften Proben keine Korrelation aufweisen. Die Werte der Sichttiefe t_A und Porentiefe t_B unterscheiden sich bei lediglich zwei der mit 40 MPa Spannungsamplitude geprüften Proben.

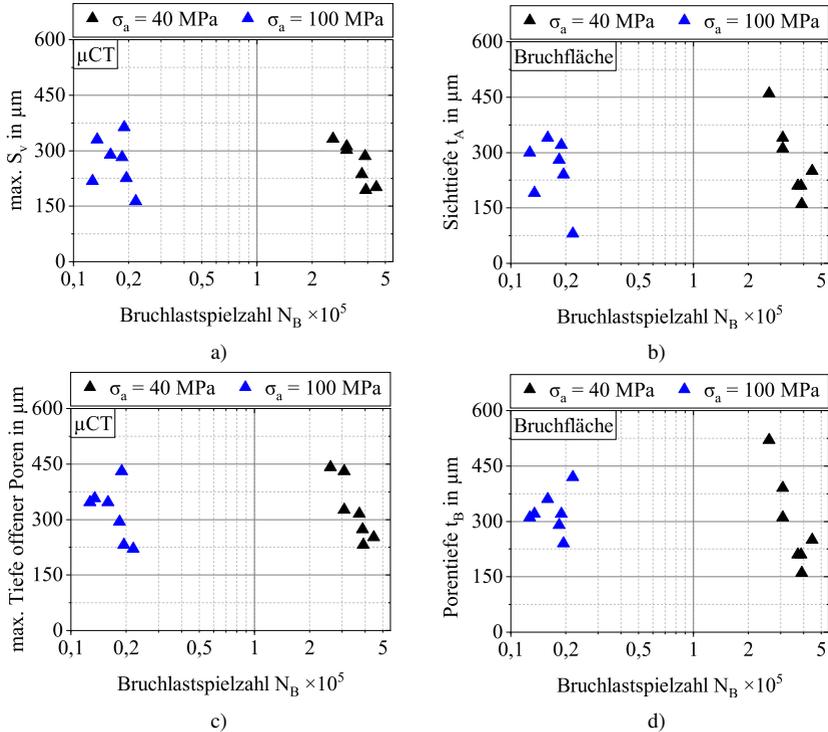


Abbildung 5.30: Untersuchte Korrelationen zwischen Bruchlastspielzahl N_B und: a): Maximaler S_V Wert (μCT -Messung), b): Sichttiefe t_A der versagenskritischen Pore nach Sichtlinie (aus Bruchfläche), c): maximale Tiefe offener Poren (μCT -Messung), d): Porentiefe t_B der versagenskritischen Pore mit Hinterschneidungen (aus Bruchfläche), nach [204].

In Abb. 5.30a) ist das Maximum des S_V Wertes, der mit dem in Kap. 4.4 beschriebenen Algorithmus über die gesamte Messlänge gemessen wurde, gegen die Bruchlastspielzahl aufgetragen. Wie auch bei der optischen Messung zeigen die mit 40 MPa Spannungsamplitude geprüften Proben eine Korrelation mit dem Maximum des S_V Wertes, während die mit 100 MPa Spannungsamplitude geprüften Proben keine Korrelation aufweisen. Die im μCT gemessene maximale Tiefe offener Poren im Vergleich zur Bruchlastspielzahl ist in Abb. 5.30c) dargestellt. Für das Lastniveau von 40 MPa ist eine vergleichbar starke Korrelation wie beim

S_v Wert zu erkennen. Beim Lastniveau von 100 MPa ist kein eindeutiger Zusammenhang zu erkennen, wobei besonders ein Datenpunkt abweicht.

Eine lineare Regression zwischen dem maximalen S_v Wert und der Bruchlastspielzahl N_B für die mit 40 MPa geprüften Proben besitzt einen Determinationskoeffizient R^2 von 0,76 während eine lineare Regression zwischen N_B und der Sichttiefe t_A des versagenskritischen Defekts ein R^2 von 0,68 aufweist. In ähnlicher Weise ergibt eine lineare Regression zwischen der maximalen Tiefe offener Poren ein R^2 von 0,77 wobei die lineare Regression zwischen der Porentiefe t_B und N_B ein R^2 von 0,69 besitzt. Die mittels linearer Regression zwischen den dargestellten Parametern und der Bruchlastspielzahl ermittelten Steigungen für die mit 100 MPa geprüften Proben unterscheiden sich dagegen nicht signifikant von 0, d.h. es konnte keine Korrelation festgestellt werden.

Versagensort

Die Prädiktion der Versagensorte erfolgte durch Betrachtung der räumlichen Verteilung des S_v Werts und der maximalen Tiefe offener Poren für jeden Probekörper (vgl. bspw. Abb. 5.23). Der Ort, an dem jeweils der höchste Parameter gemessen wurde, wurde als potenzieller Versagensort bewertet. Die Verteilung des S_v Werts und des Werts der maximalen Tiefe offener Poren ist unstetig und weist abgegrenzte Bereiche erhöhter Oberflächenparameter auf. Die Mitte der Bereiche entspricht im Allgemeinen einem markanten Merkmal, wie beispielsweise einer offenen Pore, an der Oberfläche. Da hohe Werte in der Verteilung daher nicht an einem einzelnen Messpunkt auftreten, sondern in Bereichen erhöhter Oberflächenparameter, wurde die Mitte dieser Bereiche als vorhergesagter Versagensort bewertet.

Um die Vorhersagegüte bezüglich der Identifikation versagenskritischer Defekte in der Oberfläche zu beurteilen, wurde anschließend die versagenskritische Stelle im μ CT-Bild identifiziert. Dazu wurde die ungefähre axiale Längenkoordinate des Versagensortes mit Hilfe von Makroskopaufnahmen aus den Bruchstücken gemessen. Die Längenkoordinaten der Versagensorte der Probekörper sind im Anhang in Abb. A.4 dargestellt. Es wurde keine Häufung auf einer bestimmten Koordinate festgestellt, wodurch ungleichmäßige Eigenschaften über die Höhe

der Probekörper, beispielsweise durch Prozessfehler wie eine unzureichende Pulververteilung, ausgeschlossen werden konnten. Durch einen Abgleich der Längenkoordinate sowie der Form und Größe der versagenskritischen Pore in den Bildern der Bruchfläche aus dem Makroskop und den zuvor angefertigten μ CT-Bildern wurde die Koordinate des Rissursprungs im μ CT-Bildkoordinatensystem gefunden.

Der vorhergesagte Versagensort wurde schließlich für jeden Probekörper mit dem realen Versagensort aus dem Ermüdungsversuch abgeglichen. Die Abtastung der Oberfläche PBF-LB gefertigter Proben liefert eine unstetige räumliche Verteilung für extremale Parameter wie den S_v Wert, da diese von einzelnen Merkmalen auf der Oberfläche bestimmt werden (vgl. Kap. 5.3). Die Übereinstimmung des Versagensortes mit dem Bereich erhöhter Werte wurde daher als ein korrekt vorhergesagter Ort gewertet. Abb. 5.31 zeigt ein Beispiel für eine Übereinstimmung der Koordinate des Rissursprungs im μ CT-Koordinatensystem (Mitte des schwarzen Kastens links) mit dem Bereich erhöhter Werte der Tiefe offener Poren (roter Bereich).

Zur quantitativen Auswertung wurde zunächst ausgewertet, ob der Ort des Versagens dem Ort höchsten S_v Werts bzw. größter Porentiefe entspricht und andernfalls gezählt, wie viele weitere Orte höhere Parameter aufweisen. Die resultierende Auswertung ist in Tab. 5.3 dargestellt. Eine „1“ in der Tabelle bedeutet dabei, dass der Ort mit dem höchsten gefundenen Parameter dem Versagensort entspricht und höhere Zahlen die entsprechende Stelle in der Rangfolge der Orte mit den höchsten Parametern.

Der Rissursprung wurde von der Methode in 13 der 14 untersuchten Fälle innerhalb der zehn höchsten Bereiche des S_v Werts bzw. der Tiefe der offenen Poren gefunden. In lediglich einem von vierzehn Fällen wurde einem realen Rissursprung von der maximalen Tiefe offener Poren eine höhere Rangnummer als vom maximalen S_v Wert zugewiesen. Nachfolgend soll jedoch lediglich die Anzahl korrekt vorhergesagter Versagensorte (Rang „1“ in der Tabelle) bewertet werden. Die Tiefe der offenen Poren sagte den im späteren Versuch versagenskritischen Ort häufiger korrekt voraus als der S_v Wert. In 50 % der untersuchten Proben wurde der Rissausgang vom Ort des höchsten Wertes der Tiefe der offenen Poren korrekt bestimmt, während der S_v Wert in drei von vierzehn Fällen eine korrekte

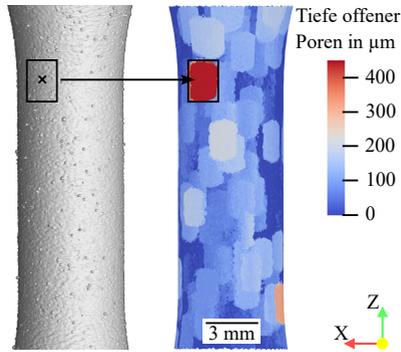


Abbildung 5.31: Beispiel für die Übereinstimmung des Rissursprungs im μ CT-Bildkoordinatensystem mit dem Bereich erhöhter Oberflächenparameter (P24).

Tabelle 5.3: Rangfolge des Bruchortes unter den Orten maximaler Parameter. Ein „-“ steht dafür, dass der Parameterwert nicht unter den zehn höchsten Orten war, nach [204].

Last	Probennummer	Sv	max. Tiefe
40 MPa	1	3	8
40 MPa	5	6	2
40 MPa	10	4	4
40 MPa	13	8	–
40 MPa	17	3	2
40 MPa	21	3	1
40 MPa	24	3	1
100 MPa	11	2	2
100 MPa	14	5	1
100 MPa	15	1	1
100 MPa	20	1	1
100 MPa	23	7	1
100 MPa	30	1	1
100 MPa	31	–	–

Vorhersage lieferte. Dabei ist anzumerken, dass in jedem der drei Fälle zusätzlich auch die Tiefe der offenen Poren eine korrekte Vorhersage traf.

Bei den mit 100 MPa beanspruchten Probekörpern ergaben sich bessere Vorhersagen als bei den mit 40 MPa beanspruchten Probekörpern. In Bezug auf die Tiefe offener Poren entspricht der Versagensort bei $\sigma_a = 100$ MPa in fünf von sieben Fällen dem Ort des höchsten Wertes, während dies bei $\sigma_a = 40$ MPa bei zwei von sieben Versuchen gelang. In Bezug auf den maximalen S_v Wert wurde eine Übereinstimmung bei $\sigma_a = 100$ MPa dreimal gefunden, während dies bei $\sigma_a = 40$ MPa in keinem Fall gelang.

6 Diskussion

6.1 Porosität im PBF-LB-Prozess

6.1.1 Prozess-Porenmorphologie Beziehungen

In der Literatur werden häufig mit dem Begriff der Lack-of-Fusion-Porosität verschiedene Entstehungsmechanismen, die zu irregulären Poren führen, zusammengefasst [12, 155]. Im Rahmen dieser Arbeit wurden irreguläre Poren in Kap. 2.1.2 in Lack-of-Fusion-Poren und Poren durch Instabilitäten weiter unterteilt. Diese mechanismenbasierte Unterteilung erleichtert das Verständnis der in Abb. 5.1 dargestellten μ CT-Aufnahmen und relativen Porositätswerte bei verschiedenen Bahnabständen. Der vorliegende Mechanismus der Porenentstehung kann aus den dort sichtbaren Porenverteilungen und -morphologien bestimmt werden. So entstehen bei zu großem Bahnabstand periodische Fehlstellen in der Struktur, die vom Rotationswinkel der Schraffur bestimmt sind. Je nach verwendeter Laserleistung und Scangeschwindigkeit stellt sich im Prozess eine andere Schmelzbadbreite ein, wodurch es auch bei kleineren Bahnabständen zu LoF-Poren kommen kann. Der Zusammenhang zwischen Laserparametern und Schmelzbadbreite wurde beispielsweise in [10] untersucht. Daher entstehen beispielsweise die in Abb. 5.3 sichtbaren Poren zwischen Schraffur und Konturbahn in den mit $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ gefertigten Überhängen, während in den mit $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$ gefertigten Überhängen keine LoF-Poren vorhanden sind. Auch bei kleinen Bahnabständen wurde in dieser Arbeit die Entstehung von irregulären Poren beobachtet (vgl. Abb. 5.1b)). Die Poren weisen jedoch eine andere

Morphologie auf und besitzen keine regelmäßige Anordnung, wodurch ein anderer Entstehungsmechanismus nahe liegt. Im Vergleich mit anderen Arbeiten sind die Poren am ehesten mit den durch die Plateau-Rayleigh-Instabilität verursachten Poren zu vergleichen [39–41]. Durch den Zerfall des Schmelzbads in Tropfen wird der gleichmäßige Aufbau des Materials gestört, sowie durch die größere Höhe der Bereiche das Aufrakeln der nächsten Pulverschicht erschwert. In diesen Studien wird für das Auftreten der Instabilität jedoch eine zu hohe Scangeschwindigkeit verantwortlich gemacht, welche in der vorliegenden Untersuchung nicht variiert wurde. Eine Skizze des vermuteten Zusammenhangs ist in Abb. 6.1 dargestellt. Der erste Belichtungsvorgang des Lasers (rot) ist dabei mit t_0 gekennzeichnet und bewegt sich aus der Bildebene. Auch bei Verwendung eines relativ kleinen Fokaldurchmessers von $40\ \mu\text{m}$ kommt es zur Entstehung eines breiteren Schmelzbads. Je nach gewähltem Bahnabstand trifft der Laser in der nachfolgend belichteten Bahn (t_1) hauptsächlich auf Pulver (mittlerer/großer Bahnabstand) bzw. auf bereits umgeschmolzenes Material (geringer Bahnabstand). Bei der Belichtung des bereits umgeschmolzenen Metalls wird zum einen

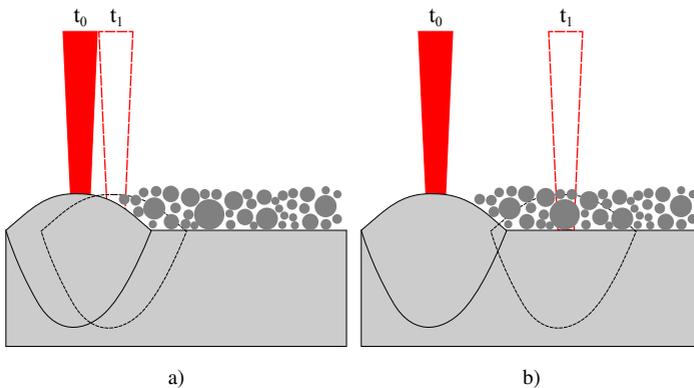


Abbildung 6.1: Skizze des Prozesses bei a): kleinem Bahnabstand und b): mittlerem Bahnabstand. Die zuerst belichtete Bahn ist mit t_0 und die danach belichtete Bahn mit t_1 gekennzeichnet. Bei mittlerem Bahnabstand trifft der Laserstrahl zum Zeitpunkt t_1 auf das Pulverbett, während bei kleinem Bahnabstand der von der letzten Bahn umgeschmolzene Bereich belichtet wird, nach [203].

die eingekoppelte Energie aufgrund der höheren Wärmeleitfähigkeit des Vollmaterials schneller abgeleitet (für Berechnungen zur Wärmeleitfähigkeit des Pulverbetts siehe [205]). Zum anderen koppelt weniger Energie als im Bereich des Pulvers in das Material ein, da dort die effektive Absorption im Pulver aufgrund von Mehrfachreflexionen erhöht ist (vgl. [206, 207]). Aufgrund der veränderten Bedingungen kommt es zu einer veränderten Schmelzbadgeometrie mit einem geringeren Verhältnis zwischen Breite und Länge, welche deutlich anfälliger für die Plateau-Rayleigh-Instabilität ist [208, 209].

Im Bereich zwischen Schraffur und Kontur wurden Konzentrationen von Keyhole-Poren gefunden (vgl. Abb. 5.2). Wie in Kap. 2.1.2 erläutert, sind diese auf den Kollaps der Dampfkapillare am Ende der Schraffurbahnen zurückzuführen [18, 26]. Durch die schichtweise Auswertung der Porosität in Abb. 5.2c) konnte die lokale Erhöhung der Porosität quantitativ erfasst werden. Im gezeigten Beispiel besteht der größte Anteil der Porosität aus Keyhole- und Gasporen. Morphologisch erscheint eine Trennung zwischen Keyhole- und Gasporosität problematisch, da sowohl die Poren im Inneren des Probenkörpers, als auch im Bereich zwischen Konturbahnen und Schraffur hohe Sphärizitäten aufweisen. Die Poren werden daher lediglich aufgrund ihrer Verteilung als Keyhole-Poren klassifiziert, wobei auch in der Literatur kein eindeutiges Unterscheidungsmerkmal existiert [12, 29].

6.1.2 Scanstrategie - Geometrie Wechselwirkungen

Geometrie - Scangeschwindigkeit

Die Auswirkungen der gebauten Geometrie und der Scanstrategie auf die Porenentstehung sind bislang wenig untersucht (vgl. Kap. 2.1.2), weshalb zunächst explorativ durch Fertigung einer komplexen Geometrie potentielle Wechselwirkungen mit einigen Geometrieelementen gesucht wurden. Dabei wurden Wechselwirkungen zwischen überhängenden Stegen unterschiedlicher Größe mit der Scangeschwindigkeit entdeckt (vgl. Abb. 5.3). In allen nicht überhängenden Bereichen zwischen den Konturbahnen und der Schraffur wurde LoF-Porosität in

der mit $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ hergestellten Probe nachgewiesen. Das bedeutet, dass dort der Bahnabstand im Verhältnis zur Schmelzbadbreite zu groß ist. Folglich ist das Schmelzbad im Bereich des Überhangs breiter als im Rest des Probekörpers, da dort trotz unverändertem Bahnabstand keine LoF-Poren auftreten.

Die durch zu hohe Bahnabstände bedingte LoF-Porosität kann vermieden werden, indem für die jeweilige Geometrie und sonstigen Parameter passende Bahnabstände gewählt werden, wobei durch zu niedrige Abstände hervorgerufene Schmelzbadinstabilitäten die untere Grenze darstellen. Ein weiterer Mechanismus der Entstehung von LoF-Poren wurde in der eingepprägten Struktur in Geometrie B gefunden (vgl. Abb. 5.5). Diese LoF-Poren werden dabei von einer Kombination aus Strukturgröße, Scanstrategie und Einschränkungen der Anlage hervorgerufen.

Abb. 6.2 zeigt die mit der in Kap. 4.1 vorgestellten Software analysierten Scanpfade in den hervorstehenden Elementen der Struktur bei beiden untersuchten Scangeschwindigkeiten. Die Schraffur im Inneren der hervorstehenden Elemente wird nicht in allen Schichten ausgeführt, wobei insbesondere bei der hohen Scangeschwindigkeit nur in wenigen Schichten überhaupt Scanpfade in diesem Bereich vorhanden sind. Wie in Kap. 5.1.1 erläutert, verbleibt aufgrund des Versatzes zur Geometriekorrektur und des Versatzes zwischen Konturbahn und Schraffur eine Breite von $80 \mu\text{m}$ für die Schraffur. Je nach Schraffurwinkel ergeben sich daraus variierende Pfadlängen in diesem Bereich. Die kürzeste Pfadlänge, die in

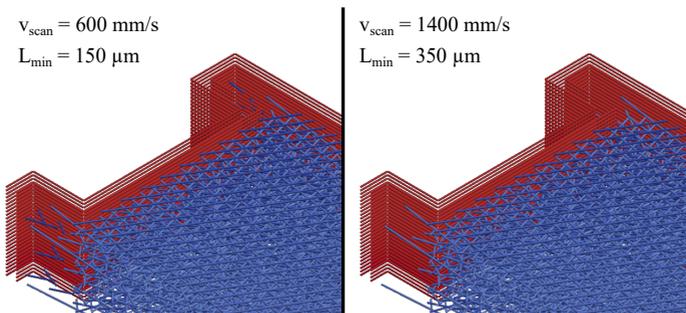


Abbildung 6.2: Scanpfade in eingepprägter Struktur von Geometrie B bei $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$ (links) bzw. $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ (rechts), nach [203].

der mit $v_{scan} = 600 \text{ mm s}^{-1}$ gefertigten Probe gefunden wurde, beträgt $150 \mu\text{m}$, während in der mit $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ gefertigten Probe $350 \mu\text{m}$ lange Pfade gefunden wurden. Dies ist auf eine vom Hersteller eingestellte Mindests Schaltzeit des Lasers von $t_{min} = 250 \mu\text{s}$ zurückzuführen. Bei Unterschreiten von t_{min} müsste die Maschinensteuerung den Laser innerhalb eines einzigen Steuerungszyklus ein- und ausschalten, was zu einem Fehler führen würde. Die Einhaltung von t_{min} wird vom Slicer durch Löschen von Pfaden, deren Belichtungszeit kleiner als t_{min} ist, gewährleistet. Dabei wird die Mindestlänge nach der Formel $L_{min} = v_{scan} * t_{min}$ berechnet, wodurch sich in den beiden Proben Mindestlängen von $150 \mu\text{m}$ bzw. $350 \mu\text{m}$ ergeben. Der LoF-Porosität liegen also zwei Ursachen zugrunde: Die hohe Scangeschwindigkeit führt sowohl zur Platzierung einer geringeren Dichte von Pfaden als auch zu einer kleineren Bahnbreite, während die von der geringen Scangeschwindigkeit verursachte höhere Bahnbreite die Entstehung von LoF-Poren trotz der geringen Pfaddichte verhindert.

Eine niedrige Scangeschwindigkeit führte dahingegen zur Entstehung von sphärischer Porosität im Downskin-Bereich der Stege (vgl. Abb. 5.4). Dieser Effekt war bei der dünnsten untersuchten Breite der Stege am ausgeprägtesten zu beobachten. Im $2,2 \text{ mm}$ breiten Steg war jedoch nur eine geringe Erhöhung der Porosität im Downskin-Bereich festzustellen (vgl. Abb. 5.4b)). In Downskin-Bereichen kann es also je nach gewählten Parametern zur Überhitzung des Schmelzbades kommen, wodurch viele sphärische Poren entstehen. Je breiter die gebaute Struktur ist, desto größer ist der Querschnitt zur Ableitung der Wärme, weshalb dort weniger Poren vorhanden sind. Im dünnsten mit $v_{scan} = 1400 \text{ mm s}^{-1}$ gebauten Steg ist immer noch eine Anhäufung sphärischer Poren in der Z-Projektion des Downskin-Bereichs sichtbar, dort wird also zu viel Leistung eingebracht. Der Verlauf der oberflächennahen Porosität in Abb. 5.4c) zeigt diese Konzentration nicht, da die Poren zu klein sind, um bei der Segmentierung sicher von Rauschen unterschieden werden zu können. Da in den Downskin-Bereichen vor allem sehr kleine Poren auftreten, wird vermutlich die oberflächennahe Porosität in größerem Maße als die Porosität im Inneren von der μCT unterschätzt.

Geometrie - Scanmuster

Neben der Wechselwirkung der Scanparameter mit der Geometrie wurden auch Interaktionen zwischen Geometrie und Scanmuster gefunden. Durch die Verwendung eines Scanmusters aus Konturbahnen konnte für die zylindrische Geometrie nicht nur eine Reduktion der Porosität, sondern auch eine Vermeidung der Konzentration von oberflächennahen Poren erreicht werden (vgl. Abb. 5.6b)). Bei Fertigung von Geometrie B mit einem Scanmuster aus Konturbahnen kommt es jedoch zu einem starken Anstieg von LoF-Porosität (vgl. Abb. 5.8c)). Dies zeigt die Grenzen der Übertragbarkeit von Untersuchungen an einfachen Probekörpern auf komplexe Geometrien auf.

Durch die quantitative Betrachtung der Anzahl der Pfade in Tab. 5.1 konnte eine Reduktion der Pfadendpunkte durch die konturparallelen Scanmuster aufgezeigt werden. Im Fall der Konturbahnenmuster ging die starke Reduktion der Pfadanzahl lediglich mit einer leichten Zunahme der Gesamtpfadlänge einher. Die in den Z-Projektionen in Abb. 5.8 ersichtliche Porenstruktur zeigt die durch den Wechsel des Scanmusters erzeugten Veränderungen. Die konturparallelen Scanmuster führen einerseits durch spitze Winkel innerhalb des Pfades und andererseits durch Wandstärken, die kein Vielfaches des Bahnabstandes sind, zu erhöhten Bahnabständen. Dies führt zu einer Verlagerung von überwiegend Keyhole- und Gasporen beim Schraffurmuster hin zur Entstehung von LoF-Porosität bei den konturparallelen Mustern. Die durch die Vermeidung von Endpunkten erzielte Reduzierung der Keyhole-Poren hat so die Entstehung von größeren Poren und insgesamt mehr Porosität zur Folge.

Neben der erhöhten LoF-Porosität im Bereich erhöhten Bahnabstandes, ist in den Z-Projektionen außerdem Porosität zwischen den Scanpfaden mit nominellem Bahnabstand sichtbar. Der vermutete Mechanismus für die Entstehung dieser Poren ist in Abb. 6.3 skizziert. Nach der Belichtung einer Schicht n verbleiben durch zufällige Schwankungen der Schmelzbadbreite Fehlstellen an den Orten, an denen sich die Schmelzbäder nicht überlappen. Bei Belichtung der nächsten Schicht $n + 1$ mit einem um 67° rotierten Scanmuster, existiert nur eine geringe Wahrscheinlichkeit, dass diese Fehlstellen über mehrere Schichten hinweg am gleichen Ort auftreten. Die Tiefe des Schmelzbads ist im Allgemeinen größer als

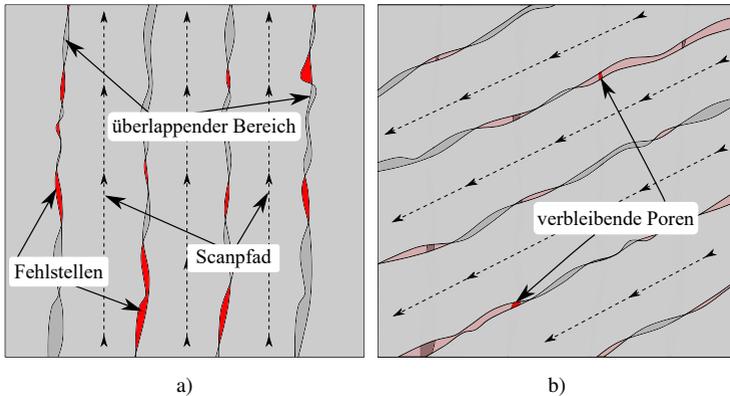


Abbildung 6.3: a): Skizze des umgeschmolzenen Bereichs in Schicht n . Zufällige Schwankungen der Schmelzbadbreite führen zu kleinen Fehlstellen (rot) zwischen den Bahnen. b): Skizze des umgeschmolzenen Bereichs in um 67° rotierter nachfolgender Schicht $n + 1$. Durch die Rotation verbleiben nur wenige Fehlstellen als Poren, nach [190].

eine Schichthöhe [10]. Dadurch können Fehlstellen der vorhergehenden Schicht geschlossen werden. Bei den konturparallelen Scanmustern werden hingegen die Scanpfade in der nächsten Schicht im Allgemeinen an den gleichen Orten wie in der vorherigen Schicht platziert. Unter Berücksichtigung der Form des Schmelzbades, die an den Rändern weniger tief ist, tritt so ein Schließen der Defekte zwischen den Bahnen seltener auf.

Im linken oberen Bereich von Geometrie B ist in den konturparallelen Scanmustern eine sehr große LoF-Pore vorhanden. Beim eingestellten Bahnabstand verblieb dort ein $250\ \mu\text{m}$ breiter Bereich, in dem keine weitere Bahn platziert werden konnte, ohne den eingestellten Bahnabstand zu unterschreiten (vgl. Abb. 5.7). Durch die Verwendung des gefüllten Konturbahnenmusters konnte die Entstehung dieser großen LoF-Pore verhindert werden, jedoch verblieben dort trotzdem einige große irreguläre Poren. Die zuvor erfolgte Belichtung der benachbarten Bahnen könnte zur Freilegung des Substrates durch die von der Verdampfung des Metalls hervorgerufene Scherströmung führen (vgl. Kap. 2.1.2). Der Mangel an Pulver führt dabei zu der Entstehung von LoF-Poren. Eine weitere mögliche Ursache besteht in Schmelzbadinstabilitäten, die in ähnlicher Weise wie im zuvor erläuterten Abschnitt entstehen. Der Bahnabstand ist hier zwar nur etwas

niedriger als im Rest des Probenkörpers ($h = 125 \mu\text{m}$), jedoch sind hier bei der Belichtung der Bahn zwei benachbarte Bahnen vorhanden. Aufgrund derselben Mechanismen wie bei zu geringem Bahnabstand könnten dadurch irreguläre Poren entstehen.

6.2 Verbesserte Einstellung der Scanstrategie

6.2.1 Platzierung der Scanpfade

Das Schraffurmuster gewährleistet das Schließen von Fehlstellen, indem es verhindert, dass fehleranfällige Bereiche über mehrere Schichten hinweg zusammenfallen. Das alternierende Konturbahnenmuster adaptiert diesen Mechanismus, indem durch wechselnde Abstände der äußeren Konturbahn die Ränder der Schmelzbäder an unterschiedlichen Stellen positioniert werden. Neben der Vermeidung der fehleranfälligen Bereiche werden auch Poren an Stellen vermieden, an denen der Bahnabstand aus geometrischen Gründen überschritten wird, wie beispielsweise an spitzen Winkeln. Die Tiefe des Schmelzbades reicht dort aus, um die Fehlstellen der letzten Schicht zu schließen (vgl. Abb. 5.9). Durch diese Verbesserung resultierte das alternierende Konturbahnenmuster in einer ähnlichen Größenverteilung der größten Poren wie das Schraffurmuster in Geometrie B (vgl. Abb. 5.10b)).

Der Mechanismus des Schließens von Defekten vorheriger Schichten wurde in verschiedenen Arbeiten untersucht. Ulbricht et al. belichteten definierte Bereiche einer Probe nicht und beobachteten, dass bis zu $200 \mu\text{m}$ hohe Bereiche, die nicht belichtet wurden, von einer darüber belichteten Schicht wieder geschlossen wurden [64]. Daher könnte das alternierende Konturbahnenmuster noch weiter modifiziert werden, indem mit einem weiter erhöhten Bahnabstand im Wechsel von 3 bis 4 Schichten gearbeitet wird. Bei größeren Querschnittsübergängen muss jedoch weiterhin jede Schicht belichtet werden, um die zu fertigende Geometrie korrekt abzubilden.

Cummings et al. untersuchten, unter welchen Bedingungen künstlich eingebrachte Poren von nachfolgenden Schichten wieder geschlossen werden [210]. Die durch Absenken der Laserleistung hervorgerufenen LoF-Poren konnten bis zu zwei Schichten später ($\sim 120 \mu\text{m}$) noch geschlossen werden. Dahingegen konnten die durch erhöhte Leistung eingebrachten Keyhole-Poren nicht wieder geschlossen werden. Die Autoren erklärten dies damit, dass die Keyhole-Poren beim Kollaps der Dampfkapillare zu weit unter der aktuellen Schicht eingebracht werden. Daher erscheint ein nachträgliches Schließen der Keyhole-Poren durch die Belichtung eines Scanpfades der darüberliegenden Schicht nicht möglich. Die durch die Pfadplatzierung bedingten Mechanismen der Porenentstehung sollten in Zukunft auch bei der Entwicklung der Slicer Software berücksichtigt werden. Bei der Erzeugung der Pfade innerhalb einer Schicht sollte für die Platzierung der Pfade daher nicht nur berücksichtigt werden, wo Stellen geometrisch bedingten erhöhten Bahnabstandes auftreten (Knickpunkte, spitze Winkel, nicht teilbare Wandstärken), sondern auch wo die Schmelzbadränder der darunter liegenden Schicht liegen.

6.2.2 Lokale Einstellung der Parameter

Wie in Kap. 2.1.2 erläutert, ist die Abhängigkeit der Porosität von der Geometrie bislang wenig verstanden. In dieser Arbeit konnte gezeigt werden, dass an verschiedenen Stellen einer Geometrie angepasste Scanparameter genutzt werden sollten, um die Porosität zu minimieren. Die in Abb. 5.3 dargestellte Untersuchung der überhängenden Stege verschiedener Breite zeigt, dass die Breite des Schmelzbades sowohl von der Größe der gefertigten Struktur als auch von Merkmalen wie Downskin-Flächen bestimmt ist. Eine niedrige Scangeschwindigkeit kann hier helfen, LoF-Poren zu vermeiden. Dies zeigte sich auch bei der Untersuchung der eingepägten Struktur, bei der eine niedrige Scangeschwindigkeit die Entstehung von LoF-Poren trotz vergrößertem Bahnabstand verhinderte (vgl. Abb. 5.5 und 6.2). Gleichzeitig war bei den Stegen in der Nähe der Downskin-Fläche eine höhere Scangeschwindigkeit notwendig, um eine Ansammlung von sphärischen Poren zu vermeiden.

Weiterhin erlauben die in dieser Arbeit entwickelten Analysemethoden nicht nur eine lokale Auswertung der Porosität, sondern auch der Oberflächenqualität. Auch bei dieser zeigte sich, dass kein allgemeines Optimum der Scanparameter existiert, sondern je nach Bauwinkel unterschiedliche Scanparameter gewählt werden sollten. Die Verteilungen der Oberflächengüte und der oberflächennahen Porosität in Abb. 5.22 zeigen dabei auf, dass beide Parameter einem ähnlichen Verlauf folgen. Für möglichst niedrige S_a und Porositätswerte sollte bei einem Bauwinkel um 90° die niedrige Scangeschwindigkeit gewählt werden und für Downskin-Flächen die höhere Scangeschwindigkeit. Um eine optimale Wahl der Parameter bei unterschiedlichen Bauwinkeln zu ermöglichen, sollte in zukünftigen Arbeiten ein erweiterter Parameterraum für verschiedene Geometrielemente getestet werden, um detailliertes Wissen über die vorliegenden Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehungen zu erhalten.

6.3 Pfadkorrelative Porencharakterisierung

6.3.1 Interpretation der Ergebnisse

Um das Verständnis des Zusammenhangs zwischen dem Scanpfad und der Entstehung von Poren zu systematisieren, wurden die in Kap. 4.3 vorgestellten Korrelationsalgorithmen entwickelt. Diese sollen über eine Korrelation von Anzahl oder Volumen bzw. Fläche der Poren zu bestimmten Charakteristika des nächstgelegenen Scanpfades ein besseres Prozessverständnis ermöglichen. Während zum Beispiel eine Analyse der Orientierung von Poren bereits den Stand der Technik darstellt, kann die Ausrichtung der Poren mittels der neuen Methode auf die lokale Ausrichtung des Pfades bezogen werden. Aus der Ausrichtungsanalyse ohne Bezug zur Scanstrategie kann keine Vorzugsorientierung der Poren erkannt werden (vgl. Abb. A.3). Dahingegen war in der zum Scanpfad korrelierten Ausrichtungsanalyse in allen untersuchten Scanmustern eine Vorzugsorientierung der Poren am Pfad zu erkennen (vgl. Abb. 5.14). Wie vorangehend in Kap. 6.1.2 diskutiert, führen die konturparallelen Scanmuster zur Entstehung von am Pfad

ausgerichteten LoF-Poren. Die Ausrichtung der Poren am Pfad war daher in den konturparallelen Mustern deutlich stärker ausgeprägt als im Schraffurmuster. Durch eine nach Konturbahnen und Schraffur getrennte Analyse der Porenorientierung, konnte die Vorzugsorientierung des Schraffurmusters ausschließlich auf die beiden äußeren Konturbahnen zurückgeführt werden (vgl. Abb. 5.15). In der Schraffur selbst waren die Ausrichtungen der Poren gleichmäßig verteilt. Dies ist mit den in Kap. 6.1.2 diskutierten Mechanismen zu erklären.

Während bisher der Einfluss der Länge einzelner Scanpfade vor allem im Hinblick auf den Eigenspannungszustand bzw. die Rissentstehung untersucht wurde (bspw. in [60]), ist der Einfluss der Länge der Scanpfade auf die Entstehung von Poren noch wenig untersucht. Die in dieser Arbeit gezeigten Ergebnisse weisen auf eine erhöhte relative Porenanzahl bei kurzen Pfaden zwischen 0 und 2 mm hin (vgl. Abb. 5.16). Da das Abbremsen am Ende des Pfades im Zusammenhang mit der Entstehung von Keyhole-Poren steht (siehe [26]), ist die relative Porenanzahl bei kurzen Pfaden dementsprechend höher. Der Einfluss der Scanpfadlänge auf die Schmelzbadmorphologie wurde von Li et al. für IN718 untersucht [211]. Insbesondere in kurzen Scanpfaden erhöhten die Phasen der Beschleunigung sowie des Abbremsens am Anfang und Ende der Pfade die durchschnittlich eingebrachte Leistung, wodurch die Schmelzbäder bei kurzen Scanpfadlängen unter 300 μm bis zu 50 % tiefer waren als bei großen Scanpfadlängen. Die vermehrte Entstehung von Poren könnte daher auch auf veränderte Schmelzbadynamiken in kurzen Bahnen zurückzuführen sein könnte. Da jedoch kurze Scanpfade am häufigsten in dünnen geometrischen Strukturen vorliegen, sind weitere Untersuchungen erforderlich, um diesen Effekt von der veränderten Wärmeableitung in diesen Strukturen zu trennen.

Bei den konturparallelen Scanmustern wurden für bestimmte Pfadlängenbereiche Abweichungen zwischen dem Verlauf des relativen Porenvolumens bzw. der Porenfläche und dem Verlauf der relativen Porenanzahl in Abhängigkeit von der Pfadlänge gemessen (vgl. Abb. 5.16). Diese Abweichungen können als Zunahme der mittleren Porengröße für die jeweiligen Pfadlängen interpretiert werden. Dies zeigte sich beispielsweise beim alternierenden Konturbahnenmuster zwischen etwa 50 und 56 mm Pfadlänge. Abb. 6.4 zeigt alle Scanvektoren, deren

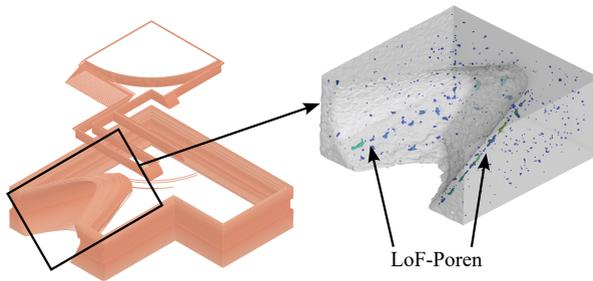


Abbildung 6.4: Links: Extrahierte Scanvektoren mit Längen zwischen 50 und 56 mm aus dem alternierenden Konturbahnenmuster. Rechts: LoF-Poren im Bereich der Konusbohrung.

Länge in diesem Bereich liegt. Es ist zu erkennen, dass diese Längen insbesondere im Bereich der Konturbahnen um die Konusbohrung auftreten. Rechts im Bild ist der entsprechende Bereich im μ CT-Bild dargestellt. Im Bereich der Konusbohrung entstanden auch im alternierenden Konturbahnenmuster einige LoF-Poren, wodurch das Porenvolumen in diesem Bereich überdurchschnittlich groß ist. Somit kann die Porenkorrelation verwendet werden, um Abweichungen in der Porenverteilung zu erkennen.

6.3.2 Zuordnung von Poren zu Pfaden

Bei der Auswertung der Daten ist die Genauigkeit der Zuordnung von Poren zu Pfaden zu berücksichtigen. Diese hängt unter anderem von der Genauigkeit der Registrierung zwischen μ CT-Daten und Scanpfad ab. Bei einer Schichthöhe von $30\ \mu\text{m}$ und einer Auflösung der μ CT-Daten von $10\ \mu\text{m}$ wird eine Schicht mit ≤ 3 Voxeln aufgelöst. Um Fehlzuordnungen zu vermeiden, sollte die Abweichung in vertikaler Richtung daher weniger als einen Voxel betragen. Bei einer um eine Schicht verschobenen Registrierung wären beispielsweise im Falle des Schraffurmusters um 67° verschobene Maxima bei der Ausrichtungsanalyse zu erwarten, was nicht beobachtet wurde. Weiterhin stellt Verzug ein Problem für die Methode dar, jedoch war dieser in den gewählten Geometrien sehr gering. Für zukünftige Arbeiten kann eine nicht starre Registrierung in der Methode implementiert werden, um die Anwendbarkeit bei Verzug zu gewährleisten.

Weitere Abweichungen können sich aus dem Kriterium der Zuordnung von Poren zu einzelnen Pfaden ergeben. Wie in Kap. 4.3 erläutert, wird eine Pore dem Pfad zugeordnet, der dem Mittelpunkt der Pore am nächsten liegt. Neben der grundsätzlichen Frage, ob für jede Pore eine Attribution zu einem einzelnen Scanpfad möglich ist, können sich auch durch bestimmte geometrische Konstellationen fehlerhafte Zuordnungen ergeben. So kann der Mittelpunkt nicht konvexer Poren eventuell nicht innerhalb der Pore liegen. Bei sehr großen Poren kann dies dazu führen, dass die Pore einem Pfad zugeordnet wird, der nicht in direkter Umgebung der Pore liegt.

Cummings et al. beschrieben, dass Keyhole-Poren meist unter der aktuell belichteten Schicht eingebracht werden [210]. Dadurch wird die Zuordnung der Keyhole-Poren zu Merkmalen der aktuellen Schicht beeinträchtigt. Außerdem beschrieben Cummings et al., dass entstandene LoF-Poren von nachfolgend belichteten Schichten teilweise wieder geschlossen werden können, was die Korrelation von LoF-Poren mit Eigenschaften des Scanpfades reduziert. Bei Betrachtung der untersuchten Geometrien wird jedoch deutlich, dass sich die Scanmuster aufgrund der geringen Unterschiede in der Geometrie der einzelnen Schichten über einige Schichten hinweg nur geringfügig unterscheiden. Für Konturbahnen, die keiner Rotation zwischen den Schichten unterliegen, verursachen diese Einflüsse daher nur geringe Abweichungen, während eine Zuordnung von Charakteristika der Poren zu Charakteristika des Pfades in der Schraffur fehleranfälliger erscheint.

6.3.3 Vergleich der 3D- und 2.5D-Korrelation

Für die Korrelation von Charakteristika der Porenverteilung und des Scanpfades wurden zwei verschiedene Algorithmen implementiert und hinsichtlich der Ergebnisse der Ausrichtungsanalyse verglichen. Da sich LoF-Poren zum Teil über mehrere Schichten erstrecken können, wurde der 2,5D-Algorithmus implementiert, um nur die Form und Ausrichtung der Poren innerhalb der betrachteten Schicht auswerten zu können. Dieser Sachverhalt ist in Abb. 6.5 veranschaulicht. Der resultierende Azimutwinkel (vgl. Abb. 4.7a)) bei der 3D-Korrelation kann,

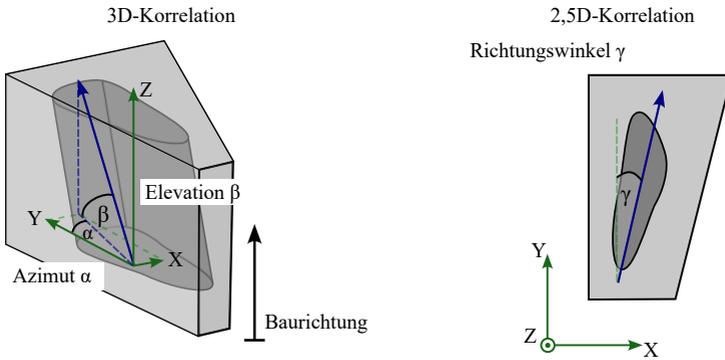


Abbildung 6.5: Vergleich der gemessenen Ausrichtung in der Ebene bei der 3D-Korrelation (links) und der 2,5D-Korrelation (rechts).

bei einem Versatz der LoF-Pore entlang der Baurichtung, von dem in der 2,5D-Korrelation gemessenen Richtungswinkel abweichen. Eine implizite Annahme der 3D-Korrelation war also, dass die Poren hinreichend klein und nicht über mehrere Schichten verbunden sind. Die im Anhang in Abb. A.3 dargestellten Verteilungen der Elevationswinkel (vgl. Abb. 4.7a)) zeigen, dass die meisten Poren innerhalb der Schichten ausgerichtet sind. Nach Gewichtung der Verteilung mit dem Volumen ist jedoch im gefüllten Konturbahnenmuster ein sehr großer Anteil des Porenvolumens in Baurichtung orientiert. Dies ist darauf zurückzuführen, dass durch erhöhten Bahnabstand verursachte LoF-Poren über mehrere Schichten hinweg verbunden sind. Beim Vergleich der 3D-Ausrichtungskorrelation (Abb. 5.12) nach Anzahl bzw. Volumen zeigen sich besonders beim gefüllten Konturbahnenmuster große Abweichungen, die durch diese einzelnen sehr großen LoF-Poren bedingt sind. Hingegen liefert die 2,5D-Korrelation (Abb. 5.14) eine weitgehende Übereinstimmung der Verläufe.

Die 2,5D-Korrelation kann somit auch bei Porenstrukturen, die über mehrere Schichten verbunden sind, angewandt werden. Der Nachteil dieser Methode besteht darin, dass nur eine relative Interpretation der Werte möglich ist und Informationen über die dreidimensionale Form der Poren sowie eventuell übereinander liegende Poren verloren gehen. Die erhaltenen projizierten Flächen stellen

daher nur eine relative Information dar, welche jedoch vergleichende Betrachtungen und das Auffinden von Abweichungen in der Porenverteilung ermöglichen.

6.4 μ CT-Charakterisierung von PBF-LB-Oberflächen

6.4.1 Automatisierte Oberflächencharakterisierung

Methodik

Die Genauigkeit der μ CT-Messung von Rauheitsparametern im Vergleich zu konventionellen, insbesondere optischen Messverfahren wurde bereits in anderen Arbeiten diskutiert [174, 177]. Im Ergebnis zeigte sich, dass die ermittelten Parameter mit den konventionell gemessenen Parametern übereinstimmen, wenn die μ CT-Messung in der Lage ist, die wichtigsten Merkmale der untersuchten Oberfläche zu erfassen. Dies hing im Wesentlichen von einer hinreichenden Auflösung ab. Der in dieser Arbeit durchgeführte Vergleich zwischen einer Messung der Oberflächenparameter durch Konfokalmikroskopie und durch μ CT in Abb. 5.18 und Tab. 5.2 dient daher dazu, die Anwendbarkeit auf die vorliegende Oberflächentopographie zu validieren. Aus dem Vergleich ergab sich insbesondere eine Sensitivität der extremalen Parameter von der Auflösung, was durch das Vorliegen feiner Spitzen und Senken begründet ist. Insgesamt resultierten jedoch vergleichbare Topographien und Oberflächenparameter aus den Messungen.

Obwohl bereits einige Arbeiten zur Charakterisierung von additiv gefertigten Oberflächen im μ CT veröffentlicht wurden, existiert bislang keine standardisierte Vorgehensweise zur Extraktion der Topographien aus den Daten. Beispielsweise unterscheiden sich die Ansätze zur Gewinnung der Höhenwerte aus den Bilddaten. So wurde in einigen Arbeiten die Oberfläche nach der Segmentierung in ein Mesh umgewandelt und die Höhenwerte anschließend aus diesem abgetastet,

während in anderen Arbeiten die Pixelkoordinaten direkt nach der Segmentierung verwendet wurden. Hinterschneidende Oberflächenmerkmale wurden entweder in der Berechnung der Parameter berücksichtigt, separat analysiert oder die Oberfläche wurde nur in Sichtlinie erfasst. Daher ist eine Standardisierung der μ CT-Messmethode notwendig, um die Vergleichbarkeit zukünftiger Arbeiten zu erleichtern.

In bisherigen Arbeiten wurde die Extraktion der Oberflächen aus den μ CT-Daten durchgeführt, indem manuell eine Referenzfläche auf den zu untersuchenden Bereich registriert wurde. Im Gegensatz zu der in dieser Arbeit vorgestellten Methode, die das CAD-Netz für die Erstellung von Referenzflächen verwendet, ist diese Vorgehensweise nur eingeschränkt reproduzierbar. Darüber hinaus ergibt sich aus dem CAD-Netz auch für gekrümmte Flächen eine eindeutige Definition des Messfensters und der Messrichtung. Die Anwendbarkeit des Verfahrens ist jedoch auf Bauteile mit geringem Verzug eingeschränkt, da nur geringe Winkelabweichungen durch die Subtraktion einer mittels Least-Squares-Ansatzes angepassten Ebene korrigiert werden können. Andererseits bietet die Referenzierung auf das CAD-Netz den Vorteil, dass die Ergebnisse mit geometrischen Informationen korreliert und räumlich visualisiert werden können. Für eine verbesserte Anwendbarkeit der Methode auf Bauteile mit Verzug, kann die räumliche Registrierung zwischen μ CT-Bild und CAD-Netz in zukünftigen Arbeiten um eine Registrierung erweitert werden, die Verzerrungen zwischen CAD-Netz und μ CT-Bild abbilden kann. Dafür kann die Registrierung (vgl. Abb. 4.10), die bislang nur Starrkörpertranslationen zulässt, um bspw. eine affine oder B-Spline Transformation erweitert werden.

Die Korrelation mit den geometrischen Informationen aus dem CAD-Netz bietet im Vergleich zu existierenden Methoden den Vorteil, dass die Ergebnisse getrennt nach Bauwinkel analysiert werden können. So konnten sowohl Abhängigkeiten des Mittelwertes als auch der Schwankungsbreite der Oberflächenqualität vom Bauwinkel festgestellt werden (siehe Kap. 6.4.3).

Visualisierung

Ein weiterer Vorteil der Analysemethode besteht darin, dass die Oberflächenparameter auf dem CAD-Netz visualisiert werden können. Eine ähnliche Farbdarstellung wurde in [107] von Fox und Pintar gezeigt, wobei dort lediglich eine flache, rechteckige Fläche analysiert wurde und keine Anwendbarkeit auf andere Geometrien gegeben war. Die hier gezeigte Visualisierung der Parameter erleichtert daher das Verständnis von Schwankungen der Rauheit. Mithilfe dieses Werkzeugs kann somit die in Kap. 2.1.3 beschriebene Varianz der Oberflächenqualität nach geometriebedingten und statistischen Abweichungen charakterisiert werden. Die hier präsentierten Darstellungen der extremalen Rauheitsparameter wie S_v oder die maximale Tiefe offener Poren (vgl. Abb. 5.23) zeigen, dass hohe Werte teilweise nur an einigen wenigen Stellen oder gar nur an einer Stelle in der Bauteiloberfläche auftreten. Durch die Möglichkeit, nicht nur den Maximalwert zu erheben, sondern diesen auch zu lokalisieren, können kritische Stellen in Bauteiloberflächen, wie in Kap. 5.4.4 demonstriert, identifiziert werden.

Formentfernung

Bei dem hier vorgestellten Analyseverfahren wird die Form aus der gemessenen Rohoberfläche entfernt, indem das in Messrichtung projizierte Profil der Form vom gemessenen Höhenprofil subtrahiert wird. Im Vergleich zu den in der Literatur implementierten Verfahren (vgl. Kap. 2.2.3 und Tab. 2.1) weist dieses Vorgehen sowohl Vor- als auch Nachteile auf. Um geometrisch bedingte Abweichungen zu vermeiden, sollte die Form an jedem Oberflächenpunkt in Richtung des lokalen Normalenvektors entfernt werden. In der vorgestellten Methode wird die Form in Messrichtung subtrahiert, was jedoch bei geringen maximalen Krümmungen der Form nur zu geringen Fehlern führt. Das Verfahren begrenzt daher die Größe der Messfenster durch einen maximalen Abweichungswinkel an stark gekrümmten Stellen (vgl. Abb. 4.9). Für lediglich zylindrisch gekrümmte Oberflächen existiert in der Literatur hauptsächlich die Methode des „Abrollens“, um

ebene Höhenprofile zu erhalten. Im Gegensatz zu der hier implementierten Methode muss bei der „Abrollen“ Methode der Mittelpunkt des Krümmungsradius gefunden werden, wobei Abweichungen zu einer künstlichen Welligkeit des gemessenen Profils führen. Darüber hinaus kann das neue Verfahren auch zur Charakterisierung von Freiformflächen und sonstigen Geometrien mit nicht verschwindender Gaußscher Krümmung verwendet werden.

6.4.2 Oberflächennahe Poren

Die Beschreibung der Porosität in oberflächennahen Bereichen durch charakteristische Parameter wie maximale Größen oder Volumenanteile, gewährt bisher nicht mögliche Analysen für additiv gefertigte Bauteile. Die vorgestellte Methode erlaubt die Analyse sowohl von geschlossenen Poren als auch von offenen Poren und hinterschneidenden Elementen. Im Vergleich dazu existieren in der Literatur ähnliche Arbeiten von Fox et al. [175]. Zusätzlich zur Definition der Oberfläche als Übergang von Luft zu Material bei Start der Messung aus der umgebenden Luft, definierten die Autoren eine weitere Oberfläche bei entgegengesetzter Messrichtung, d.h. von Material zu Luft und erstellten aus den Abweichungen der Oberflächen eine Kartierung der oberflächennahen Porosität (vgl. Kap. 2.2.3). Aus den Kartierungen wurden jedoch keine Parameter oder ähnliche zur Rauheit analoge Metriken berechnet und die Methode war nicht auf komplexe Formen anwendbar. Darüber hinaus war keine Unterscheidung zwischen offenen Poren bzw. hinterschneidenden Oberflächenmerkmalen und geschlossenen Poren möglich.

Alternative Herangehensweisen zur Charakterisierung der hinterschneidenden Merkmale bestehen beispielsweise in der von Pagani et al. [212] gewählten Neudefinition der Rauheitsparameter. Dabei wurden die Rauheitsparameter auf einem parametrisierten Oberflächennetz statt einer ebenen Fläche als Referenz definiert. Nachteilig daran ist die Inkompatibilität mit existierenden Standards und die fehlende Vergleichbarkeit, wohingegen diese Arbeit mit bisherigen Verfahren wie der Konfokalmikroskopie kompatible Ergebnisse sicherstellt. Lou et al.

nutzten Abweichungen in der Steigung der Abbott-Firestone-Kurve (Materialanteilkurve), um die Menge an hinterschnittenen Elementen zu charakterisieren [179]. Gegenüber diesem Vorgehen weist die in dieser Arbeit präsentierte Methode den Vorteil auf, neben der volumetrischen Beschreibung der Hinterschnitte auch morphologische Charakteristika wie beispielsweise die Größe und die Tiefe der Merkmale zu erfassen.

Die hinterschneidenden Merkmale und offenen Poren stellen eine Besonderheit der PBF-LB-Oberflächen dar, die auch für das mechanische Verhalten unter schwingender Beanspruchung relevant sind. Insbesondere nach einer Reduktion oder Entfernung der inneren Poren durch heißisostatisches Pressen (HIP) wurde zwar von einer Erhöhung der Wechselfestigkeit berichtet, jedoch verbleiben die Oberflächenrauheit und offene Poren als Kerben auf den Proben [213]. Nachgeschaltete Oberflächenbehandlungen können die Wechselfestigkeit zwar weiter verbessern, die dafür notwendige Zugänglichkeit der Bauteiloberfläche schränkt jedoch die durch die additive Fertigung gewonnene Designfreiheit ein. Daher kann die μ CT nicht nur für die Prüfung von as-built Zuständen wie in Kap. 5.4, sondern auch für die Prüfung von HIP behandelten Bauteilen eingesetzt werden, um potentiell kritische Oberflächendefekte an hochbelasteten Stellen zu identifizieren.

6.4.3 Variation der Oberflächenqualität

Die mittels der neuen Methode in dieser Arbeit betrachteten Probekörper konnten genutzt werden, um Variationen der Oberflächenqualität zu untersuchen, wobei zwischen geometrisch bedingten und statistischen Variationen unterschieden wurde. Die Ergebnisse bezüglich der durch verschiedene Bauwinkel bedingten Variation können mit der Arbeit von Fritsch et al. [181] verglichen werden. Fritsch et al. fanden nur im Bereich des Downskins einen Einfluss des Bauwinkels auf die Oberflächenqualität, während in dieser Arbeit eine solche Abhängigkeit auch im Upskin gefunden wurde (vgl. Abb. 5.22). Der Einfluss des Upskin-Bauwinkels ist bei beiden untersuchten Scangeschwindigkeiten sichtbar, allerdings ist der Einfluss bei der hohen Scangeschwindigkeit nur minimal. Hier ist

kein direkter Vergleich möglich, da in der Arbeit von Fritsch et al. keine Variation der Prozessparameter erfolgte und die verwendeten Prozessparameter nicht veröffentlicht wurden. Weiterhin fanden Fritsch et al. eine lineare Korrelation zwischen der Menge von unterschneidenden Merkmalen und der an Profilen gemessenen Rauheit P_a . In ähnlicher Weise kann in dieser Arbeit der Verlauf des Volumenanteils der offenen Porosität bei verschiedenen Bauwinkeln (vgl. Abb. 5.22e) und 5.22f)) mit dem der S_a Werte (vgl. Abb. 5.22c) und 5.22d)) verglichen werden, wobei sich ein ähnlicher Verlauf ergibt.

Im Widerspruch zu den Ergebnissen dieser Arbeit fanden Eidt et al. keinen über die Standardabweichung hinausgehenden Effekt der Scangeschwindigkeit auf den S_a Wert im Downskin [104]. Bei diesem Vergleich ist allerdings anzumerken, dass in der Studie von Eidt et al. die Scangeschwindigkeit lediglich um 70 mm s^{-1} variiert wurde, während diese in der vorliegenden Arbeit in einem Bereich von 600 mm s^{-1} bis 1400 mm s^{-1} untersucht wurde.

Neben dem Einfluss des Bauwinkels wurden weitere geometrische Merkmale identifiziert, die systematische Abweichungen hervorrufen. Um einen stabilen Prozess zu gewährleisten und die spätere Entnahme der gefertigten Bauteile zu erleichtern, werden beim PBF-LB-Verfahren in der Regel Stützstrukturen zwischen der Bauplattform und den ersten Bauteilschichten gefertigt. Die Seitenflächen der ersten Schichten über den Stützstrukturen wiesen im Vergleich zu den später hergestellten Schichten deutlich höhere Rauheitswerte auf (vgl. Abb. 5.20). In diesen Schichten steht zum einen ein geringerer Querschnitt zur Ableitung der Wärme zur Verfügung als in den höheren Schichten, was die Stabilität des Schmelzbades beeinträchtigt. Zum anderen können die Stützstrukturen weniger der durch die Erstarrung sowie die thermischen Zyklen bedingten Eigenspannungen aufnehmen und verformen sich daher, was die Oberflächenqualität weiter mindert. Auf der horizontal gebauten Upskin-Fläche wurde ein Aufdicken der Konturbahnen und eine damit einhergehende Erhöhung des S_a Werts in diesem Bereich beobachtet. Yasa et al. beschrieben das Einziehen von Pulver und das Fehlen benachbarter Bahnen zur Wärmeableitung als Ursache der vergrößerten Konturbahnen [97]. Durch den Höhenunterschied kommt es am Rand des Bauteils auch zu einer Erhöhung der mittleren arithmetischen Rauheit S_a .

Neben diesen durch die Geometrie bedingten Variationen existieren weitere Variationen, die beispielsweise durch inhomogene Prozessbedingungen verursacht werden. Eine solche Variation ist in der Visualisierung des S_p Werts des Probekörpers in Abb. 5.23 dargestellt. Der S_p Wert unterscheidet sich dabei auf zwei gegenüber liegenden Seiten des Probekörpers in der Höhe und der Anzahl lokaler Maxima. Durch eine optische Prüfung und Analyse weiterer Rauheitsmaße wurden die lokalen Maxima auf eine erhöhte Anzahl anhaftender Partikel zurückgeführt. Solche Effekte werden in der Literatur mit einer Sensitivität der Anhaftungen bezüglich des relativen Winkels zwischen der gefertigten Oberfläche und dem Gasstrom oder der Rakel erklärt [100]. Da in dieser Arbeit nur die Oberfläche in der zylindrischen Messstrecke analysiert wurde, ist die rotatorische Position in der Baukammer nicht mehr eindeutig zu rekonstruieren und daher kein eindeutiger Vergleich der Ausrichtung der Flächen möglich.

Neben den erwähnten Schwankungen bestehen weitere statistische Schwankungen der Oberflächenqualität bei nominell konstanten Fertigungsbedingungen. Bei der Anwendung konventioneller Messverfahren für die Oberflächenqualität ist eine Schätzung der Verteilung auf dem gesamten Bauteil durch stichprobenhafte Messung an einigen Stellen vonnöten. Die neue Methode garantiert durch die komplette Erfassung der Oberfläche jedoch nicht nur die Bestimmung der Maximal- und Mittelwerte der Oberflächenparameter auf dem gesamten Bauteil, sondern auch die Lokalisierung von Extremwerten.

6.4.4 Statistische Betrachtung der Oberfläche

Durch die erarbeitete Methode kann die Oberflächenqualität von additiv gefertigten Bauteilen nun über die gesamte Bauteiloberfläche umfassend charakterisiert werden. Dabei ergeben sich für jedes Messfenster beschreibende Werte in Form der Parameter wie bspw. S_a oder S_v , womit je nach Abtastweite eine große Datenmenge vorliegt. Im Folgenden soll die Verteilung der gemessenen Werte statistisch betrachtet werden.

Mittelwert-bildende Größen

Aus der Stochastik ist der zentrale Grenzwertsatz bekannt, nach dem die Verteilung der Teilsummen (und deren Mittelwerte) unabhängiger und identisch verteilter Zufallsvariablen mit zunehmender Stichprobengröße gegen die Normalverteilung konvergiert [214]. Diese Normalverteilung kann durch einen Erwartungswert μ und eine Standardabweichung σ beschrieben werden. Da der S_a Wert dem arithmetischen Mittelwert der Höhenverteilung innerhalb eines Messfensters entspricht, kann also für unabhängige und identisch verteilte Höhenwerte eine Normalverteilung der S_a Werte (und der Werte der mittleren quadratischen Höhe S_q) erwartet werden. Die Forderung des zentralen Grenzwertsatzes nach unabhängigen und identisch verteilten Höhenwerten ist jedoch nicht streng erfüllt, da einerseits eine lokale Autokorrelation der Werte angenommen werden kann und andererseits die Messfenster nicht disjunkt (nicht überlappend) sind. Betrachtungen zu diesen Einschränkungen für gleitende Mittelwerte in [215] ergaben unter anderem eine Abhängigkeit der Konvergenz zur Normalverteilung von der Fenstergröße und der Schrittweite. Die Konvergenz zur Normalverteilung hängt daher von der Größe der Abweichungen der Verteilung von den Anforderungen und den Messparametern ab [215].

Abb. 6.6a) zeigt das Histogramm (Klassenbreite 0,25 mm) der auf den Seitenflächen des in Kap. 5.3.4 gezeigten Probekörpers (Geometrie A) gemessenen S_a Werte (vgl. rechter Boxplot in Abb. 5.20d)). Die Anzahl der gemessenen Werte ist dabei auf die Gesamtzahl der gemessenen Werte bezogen, sodass die Summe der relativen Anzahlen eins entspricht. Weiterhin ist in der Abbildung eine mittels Maximum-Likelihood-Schätzung angepasste Normalverteilung dargestellt. Die Anpassungsgüte der Normalverteilung an die gemessene Häufigkeitsverteilung ist jedoch gering. In der Darstellung der räumlichen Verteilung des S_a Werts ist in den Randbereichen eine abweichende Oberflächenstruktur zu erkennen (vgl. Abb. 5.20c)). Daher wurden die Daten mit einer Z-Koordinate zwischen 4 mm und 12 mm für eine weitere Analyse aus dem Datensatz extrahiert. Abb. 6.6b) zeigt die Daten aus diesem Bereich wiederum mit einer angepassten Normalverteilung. Durch die Entfernung der Daten vom Rand ergibt sich eine symmetrische Verteilung, die jedoch weiterhin keiner Normalverteilung entspricht. Daraus

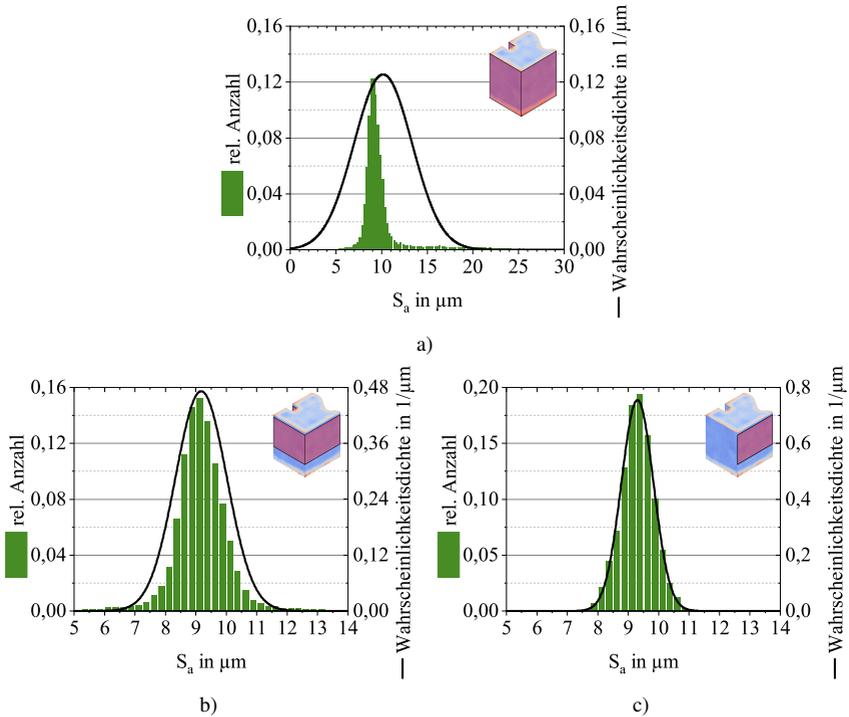


Abbildung 6.6: Verteilung der gemessenen S_a Werte (Klassenbreite $0,25 \mu\text{m}$) auf den Seitenflächen von Geometrie A mit der Wahrscheinlichkeitsdichte der angepassten Normalverteilung, vgl. Abb. 5.20d). a): Alle Seitenflächen, b): Region ohne abweichenden Bereich in den ersten Schichten, c): Region auf einer Seitenfläche ohne abweichenden Bereich in den ersten Schichten.

kann geschlossen werden, dass weiterhin systematische Einflüsse auf den S_a Wert in den Daten vorliegen. Aus der Literatur wie auch aus Kap. 5.3.4 ist bekannt, dass die gefertigte Form einen Einfluss auf die Oberflächengüte hat und außerdem die relative Orientierung der vertikalen Flächen zum Schutzgasstrom und zur Rakel die Qualität der Oberfläche beeinflussen (vgl. Kap. 2.1.3). Durch die ausschließliche Betrachtung einer ebenen Seite von Geometrie A können diese bekannten Einflüsse ausgeschlossen werden. Abb. 6.6c) zeigt die Verteilung der S_a Werte, die in einem entsprechend eingeschränkten Analysebereich auftreten.

Die angepasste Normalverteilung weist eine hohe Anpassungsgüte zur Häufigkeitsverteilung auf und liefert die Parameter $\mu_{S_a} = 9,304 \mu\text{m}$ und $\sigma_{S_a} = 0,528 \mu\text{m}$. Die Verteilung der S_a Werte in diesem Bereich entspricht somit der Erwartung, wodurch in diesem Bereich auf konstante Bedingungen während der Fertigung geschlossen werden kann. Die vollständige Erfassung der Oberfläche erlaubt neben der reinen Erfassung der S_a Werte, also auch eine statistische Analyse der Verteilung, welche dazu dient, systematische Einflüsse zu identifizieren oder auszuschließen.

Ähnliche Betrachtungen wurden von Fox und Pintar beim Vergleich der Charakterisierung einer Fläche durch zusammenhängende Messbereiche mit derer durch zufällig verteilte Messbereiche gleicher Gesamtfläche angestellt [216]. Die gemessene Standardabweichung des S_q Werts konnte bei zufälliger Verteilung der Messbereiche deutlich stärker gesenkt werden, als bei einem zusammenhängenden Messbereich. Die Autoren vermuteten die Ursache in einer unregelmäßigen Oberflächenstruktur, bei der sich nahe beieinander liegende Bereiche ähnlicher sind als weiter auseinander liegende Bereiche. Zusammenhängende Messbereiche waren dadurch weniger repräsentativ für die gesamte Oberfläche. Diese Vermutung kann durch die vorliegenden Ergebnisse bestätigt werden. So zeigt Abb. 5.20c) die inhomogene Verteilung des S_a Werts auf der Oberfläche der Geometrie A. Mit konventionellen Messinstrumenten, die nur einen Teil der Oberfläche charakterisieren, lassen sich somit repräsentativere Messungen erzielen, indem mehrere Messungen gleichmäßig über die Oberfläche verteilt werden, anstatt größere zusammenhängende Bereiche zu vermessen. Weiterhin sind systematische Abweichungen insbesondere in den Randbereichen zu erkennen. Diese Bereiche, deren abweichendes Verhalten bekannt ist, sollten daher nicht in die Mittelwertbildung einbezogen werden, sondern Gegenstand separater Messungen sein.

Extremale Größen

Die Erfassung des Wertes der maximalen Senkentiefe S_v (und analog der maximalen Spitzenhöhe S_p) kann statistisch als Bildung des Maximums einer Menge von Höhenwerten aufgefasst werden. In der Extremwerttheorie ist eine solche Erfassung von Maxima jeweiliger Bereiche als Block-Maxima-Methode bekannt. Nach dem Satz von Fisher-Tippett-Gnedenko konvergiert die Verteilung der Maxima einer Menge von unabhängig und identisch verteilten Variablen gegen die generalisierte Extremwertverteilung [217]. Unter ähnlichen Einschränkungen wie im vorherigen Abschnitt kann also für die Verteilung der S_v Werte eine generalisierte Extremwertverteilung erwartet werden. Die Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion der generalisierten Extremwertverteilung

$$f(x|k, \mu, \sigma) = \frac{1}{\sigma} * \exp\left(-\left(1 + k \frac{x - \mu}{\sigma}\right)^{-\frac{1}{k}}\right) * \left(1 + k \frac{x - \mu}{\sigma}\right)^{-1 - \frac{1}{k}} \quad (6.1)$$

mit dem Lageparameter μ und dem Streuungsparameter σ fasst über einen Formparameter k die Gumbel (Typ I), Fréchet (Typ II) und Weibull (Typ III) Verteilung zusammen [218]. Für $k = 0$ gilt dabei

$$f(x|0, \mu, \sigma) = \frac{1}{\sigma} * \exp\left(-\exp\left(-\frac{x - \mu}{\sigma}\right) - \left(\frac{x - \mu}{\sigma}\right)\right). \quad (6.2)$$

Die Verteilungstypen unterscheiden sich vor allem in der Modellierung der Randwerte. Die Gumbel Verteilung ($k = 0$) weist sowohl hohen negativen als auch positiven Werten positive Wahrscheinlichkeiten zu, während die Fréchet Verteilung ($k > 0$) für niedrige Werte und die Weibull Verteilung ($k < 0$) für hohe Werte eine verschwindende Wahrscheinlichkeit besitzt. Höhere Wahrscheinlichkeiten werden durch die Fréchet-Verteilung für hohe Werte und durch die Weibull-Verteilung für niedrige Werte modelliert.

Abb. 6.7 zeigt die Verteilung der S_v Werte beispielhaft für zwei Probekörper aus Kap. 5.4 mit einer per Maximum-Likelihood-Schätzung angepassten Wahrscheinlichkeitsdichteverteilung. Die Form der geschätzten Verteilung entspricht dabei dem Fréchet-Typ. Die bestimmten Verteilungsparameter sind in der Abbildung angegeben. Die Anpassungsgüte für die Messwerte beider Probekörper ist

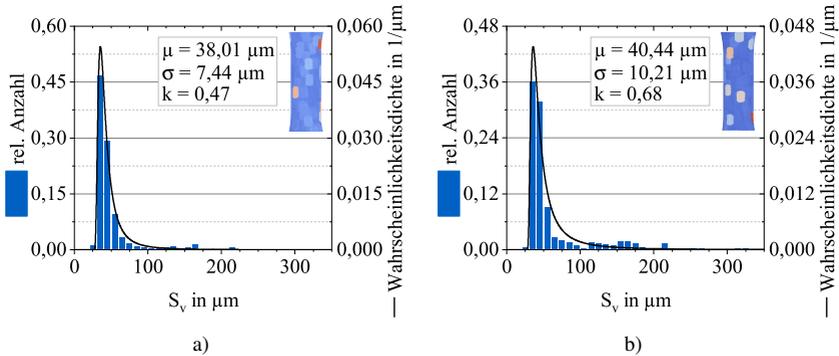


Abbildung 6.7: Verteilung der gemessenen S_v Werte (Klassenbreite $10\ \mu\text{m}$) von zwei Probekörpern (vgl. Daten in Abb. 5.24) mit der Wahrscheinlichkeitsdichte der angepassten generalisierten Extremwertverteilung. a): P14, b): P24.

gut, wobei wenige Daten für hohe Werte vorliegen. Abweichungen können hier durch die nicht rekonstruierbare Orientierung der Oberfläche im Prozess sowie durch die mehrfache Erfassung einzelner hoher Werte durch das gleitende Messfenster verursacht werden.

Wie in Kap. 2.1.3 beschrieben, nutzten Fox und Pintar die Gumbel-Verteilung, um die Verteilung des S_v Werts aus wenigen Oberflächentopographiemessungen per Fokusvariation zu schätzen und somit Überschreitungswahrscheinlichkeiten für kritische S_v Werte angeben zu können [107]. Die Autoren betrachteten für eine aussagekräftige Messung jedoch 25 Messungen für notwendig. Im Vergleich dazu bietet die hier vorgestellte Methode eine vollständige Betrachtung der Oberfläche, welche das Auffinden des größten S_v Werts garantiert. Die geschätzten Verteilungen könnten darüber hinaus jedoch genutzt werden, um die Auftretenswahrscheinlichkeiten kritischer S_v Werte für weitere gefertigte Probekörper über eine Integration der Wahrscheinlichkeitsdichte zu schätzen. Ein weiterer Vorteil gegenüber dem Vorgehen von Fox und Pintar besteht darin, dass keine Einschränkung für inhomogene Oberflächen besteht. Inhomogenitäten in der Verteilung des S_v Werts können in der grafischen Darstellung erkannt und statistische Analysen für diese Bereiche getrennt durchgeführt werden.

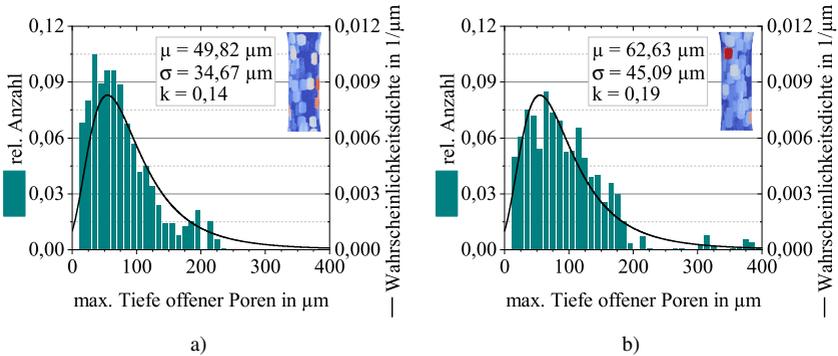


Abbildung 6.8: Verteilung der gemessenen Werte der maximalen Tiefe offener Poren (Klassenbreite 10 μm) von zwei Probekörpern (vgl. Daten in Abb. 5.24). Für die Anpassung der Wahrscheinlichkeitsdichte der generalisierten Extremwertverteilung wurden die Werte mit einer Tiefe von 0 ausgeschlossen. a): P14, b): P24.

Auch für den in dieser Arbeit eingeführten Parameter der maximalen Tiefe offener Poren können ähnliche Betrachtungen vorgenommen werden. Die relative Anzahl der gemessenen Werte sowie die angepasste generalisierte Extremwertverteilung sind in Abb. 6.8 dargestellt. Die maximale Tiefe offener Poren nimmt häufig den Wert 0 an (vgl. Abb. 5.23d)). Die implementierte Version des Programmes nutzt diesen Wert, falls keine offenen Poren im Messfenster enthalten sind. Da diesem somit keine Bedeutung im Sinne der Tiefe einer Pore innewohnt, wurde dieser bei der Anpassung der Wahrscheinlichkeitsdichteverteilung ausgeschlossen. Die angepasste Wahrscheinlichkeitsdichteverteilung ist mit der gemessenen Verteilung der Messwerte weitgehend konsistent. Wie im Vergleich der Abb. 5.23b) und 5.23c) gezeigt, weist die Probenoberfläche eine inhomogene Beschaffenheit auf, wodurch die Annahmen für die Konvergenz zur generalisierten Extremwertverteilung verletzt werden. Weiterhin sind in ähnlicher Weise wie beim S_v Wert einige hohe Werte durch die Überabtastung des gleitenden Messfensters mehrfach vorhanden, während andere Werte nicht in den Daten repräsentiert sind. Trotzdem kann durch die Anpassung der Verteilung ein systematisches Wissen aus dem Auftreten der Werte von S_v und der Werte der maximalen Tiefe offener Poren abgeleitet werden. Wie in Kap. 5.4.4 gezeigt wurde, stehen diese Werte im Zusammenhang mit dem Auftreten versagenskritischer Stellen und der

Größe der Bruchlastspielzahl. Das Verständnis der Auftretenswahrscheinlichkeit kritischer Werte kann somit in der Bewertung von Bauteilen Anwendung finden, um zu beurteilen, welcher Anteil der Gesamtoberfläche eines Bauteils geprüft werden muss, um kritische Vertiefungen zu identifizieren oder auszuschließen. Die für alle untersuchten Proben geschätzten Verteilungsparameter des S_v Werts und des Wertes der maximalen Tiefe offener Poren sind im Anhang in Kap. A.4 aufgelistet.

6.5 Schwingend beanspruchte PBF-LB-Oberflächen

6.5.1 Lastabhängiges Versagensverhalten

Um die Korrelation zwischen Oberflächentopographie und Ermüdungsverhalten auch hinsichtlich des Einflusses der aufgeprägten Last bewerten zu können, wurden in Kap. 5.4 insbesondere zwei Lasthorizonte mehrfach geprüft. Dabei zeigte sich ein unterschiedliches Versagensverhalten, das sich in der in Abb. 5.28 dargestellten Anzahl der Rissausgangsorte in der Bruchfläche widerspiegelt. Während der versagenskritische Riss in allen untersuchten Probekörpern von ein bis drei Stellen ausging, traten nur in den mit hoher Last beanspruchten Probekörpern mehrere Anrisse in der Restbruchfläche auf. Die Initiierung eines Anrisses ist von der Größe der vorhandenen zyklischen plastischen Dehnung abhängig [219]. Bei höheren Spannungsamplituden können mikrostrukturelle Hindernisse leichter überwunden werden, wodurch eine größere Anzahl von Anrissen initiiert wird. Die Orientierung der Körner oder andere mikrostrukturelle Eigenschaften an der Oberfläche von Vertiefungen haben daher bei hohen Lastamplituden einen geringeren Einfluss auf die Entstehung von Anrissen als bei geringen Lastamplituden. Außerdem erfolgte der Rissfortschritt schneller und der Restbruch trat aufgrund der höheren Nennspannung bereits bei einer kürzeren Risslänge auf. Dies hatte zur Folge, dass sich die Risse in der Phase des stabilen Risswachstums nicht vereinigten, sondern in der Restbruchfläche enthalten waren.

Beim Vergleich der Lebensdauer von additiv gefertigten Proben mit as-built bzw. abgedrehter Oberfläche stellten Aboulkhair et al. fest, dass ein Einfluss der Rauheit lediglich bei niedrigen Lasten vorhanden war und bei hohen Lasten kein Unterschied zu verzeichnen war [132]. In der vorliegenden Arbeit war die Untersuchung abgedrehter Oberflächen nicht vorgesehen, dennoch können die Ergebnisse bezüglich des Einflusses der Rauheit in Abb. 5.30 vergleichend herangezogen werden. Wie dort beschrieben, sind die mittels linearer Regression ermittelten Steigungen zwischen dem S_v Wert und der Bruchlastspielzahl nur bei 40 MPa signifikant von null verschieden, während bei 100 MPa kein signifikanter Unterschied festgestellt werden konnte. Diese Ergebnisse weisen in eine ähnliche Richtung wie die Ergebnisse von Aboulkhair et al., wobei mit dem in [132] erfolgten Abdrehen der Oberfläche auch Veränderungen der Mikrostruktur durch das Entfernen der Konturbahnen einhergehen und somit der gefundene Unterschied nicht ausschließlich auf die Rauheit zurückgeführt werden kann.

6.5.2 Oberflächenabhängigkeit der Lebensdauer

In den durchgeführten Arbeiten wurde die Korrelation der Lebensdauer mit extremalen Eigenschaften der Oberfläche, wie dem maximalen S_v Wert und der Tiefe offener Poren, untersucht. Dabei wurde ein rein empirischer Zusammenhang gesucht und daher keine semi-empirischen Modelle wie Murakamis \sqrt{area} Modell angewandt. Dies folgt dem Vorgehen von Gockel et al. und Dastgerdi et al. [111, 185]. Sowohl die Modellierung der Vertiefungen als Anrisse nach dem \sqrt{area} Modell von Murakami als auch die Modellierung der Vertiefungen als Kerben implizieren eine Proportionalität der Beanspruchungsgrößen zur Tiefe, wobei der Kerbradius hierbei zunächst vernachlässigt wird [131, 219]. Die rein empirische Betrachtung der Korrelationen zwischen der Lebensdauer und dem S_v Wert bzw. der Tiefe offener Poren kann daher ohne diese Annahmen zur Bildung eines Grundverständnisses der Zusammenhänge dienen. Da ohnehin vielfach Annahmen wie $\sqrt{area} \approx \sqrt{10}t$ mit der Defekttiefe t ([130, 131]) oder $\sqrt{area} \approx S_v$ ([183]) verwendet werden, kann das Vorliegen einer Korrelation zunächst ohne Kenntnis des genauen Zusammenhangs geprüft werden.

Die untersuchten Korrelationen sind in Abb. 5.30 dargestellt. Obwohl die Identifikation des Bruchortes bei der niedrigen Laststufe ($\sigma_a = 40$ MPa) weniger häufig gelang als bei der höheren Laststufe ($\sigma_a = 100$ MPa) (vgl. Tab 5.3), konnten nur bei der niedrigen Laststufe signifikante Korrelationen zwischen dem S_V Wert bzw. der maximalen Tiefe offener Poren und der Lebensdauer festgestellt werden. Auch beim Vergleich der im μ CT gemessenen Metriken mit den a-posteriori gemessenen Werten zeigte sich, dass die Lebensdauer bei den mit $\sigma_a = 100$ MPa beanspruchten Proben nicht mit der initialen Tiefe der Defekte korreliert. Wie zuvor beschrieben, unterschied sich das Versagensverhalten zwischen den beiden Laststufen. Da die Lebensdauer bei dem höheren Lastniveau mehr von der Rissfortschrittsrate bestimmt war, zeigte sich hier weniger Abhängigkeit von der initialen Defektgröße. Beim niedrigeren Lastniveau wurden weniger Anrisse initiiert, wodurch die Lebensdauer dadurch stärker von der Dauer bis zur Initiierung des Anrisses bestimmt war. Die initiale Tiefe der Defekte scheint sich also hauptsächlich auf die Dauer bis zur Rissinitiierung auszuwirken.

Trotz der fehlenden Identifikation des kritischen Defekts durch den maximalen S_V Wert bzw. der maximalen Tiefe offener Poren konnten Korrelationen der Werte mit der Lebensdauer für $\sigma_a = 40$ MPa nachgewiesen werden. Dies ist am ehesten damit zu erklären, dass größere Maximalwerte des S_V Werts in einem Probekörper mit weiteren Stellen hohen S_V Werts einhergehen, dieser also eine obere Schranke der vorhandenen Defekte darstellt. Da in anderen Publikationen über die Korrelation der Oberflächengüte mit der Lebensdauer meist keine Informationen über die Qualität der Vorhersage des Versagensortes getroffen wird, ist hier ein Vergleich nicht möglich. Weitere Arbeiten zur Identifikation des Versagensorts durch den Vergleich der Oberflächenparameter am Versagensort und an der restlichen Oberfläche der Proben sind nötig, um hier weitere Erkenntnisse zu erhalten.

Auch Gockel et al. korrelierten die Lebensdauer mit dem S_V Wert in [111]. Der mittels der „Abrollen“ Methode aus μ CT-Daten gewonnene S_V Wert korrelierte dabei invers mit der Lebensdauer. Die Proben wurden allerdings mit unterschiedlichen Parametern gefertigt, wodurch weitere Einflussfaktoren, wie ein verändertes Gefüge sowie Porenstrukturen die unterschiedlichen Lebensdauern zum Teil erklären könnten. Auch Nasab et al. fertigten Probekörper bei drei verschiedenen

Fertigungsparametersätzen und charakterisierten sowohl den S_V Wert als auch die Lebensdauer im Ermüdungsversuch unter Dreipunktbiegebelastung [130]. Trotz großer Unterschiede im S_V Wert, ergaben sich lediglich kleine Differenzen in der Lebensdauer, wobei der Parametersatz mit dem höchsten S_V Wert die höchste Lebensdauer aufwies. Durch die unterschiedlichen Fertigungsparameter lagen auch hier jedoch weitere Unterschiede neben der Oberflächenstruktur vor, welche den Vergleich mit den Ergebnissen dieser Arbeit erschweren. Darüber hinaus wurde lediglich ein $2,9 \text{ mm} \times 2,9 \text{ mm}$ großer Bereich der Oberfläche charakterisiert, wodurch das Auffinden des höchsten S_V Wertes nicht garantiert war. Da in der vorliegenden Arbeit eine Korrelation zwischen dem S_V Wert und der Lebensdauer bei konstanten Fertigungsparametern nachgewiesen wurde, verbleibt der Vergleich verschieden gefertigter Oberflächen für zukünftige Untersuchungen.

6.5.3 Identifikation kritischer Defekte

Die neue Methode der orts aufgelösten Oberflächencharakterisierung sollte die Identifizierung des versagenskritischen Defekts ermöglichen. In der vorliegenden Arbeit wurde die Vorhersagegüte danach beurteilt, ob der Ort des versagenskritischen Defekts mit dem Zentrum des erhöhten Bereiches entweder des S_V Werts oder der Tiefe der offenen Poren übereinstimmt. Bis auf einen Fall entsprach der spätere Rissausgangsort einer der zehn Stellen höchster Werte der beiden Kriterien und in der Hälfte der untersuchten Fälle wurde der Versagensort durch den Ort der maximalen Tiefe offener Poren korrekt identifiziert. Während die Abhängigkeit der Lebensdauer von der initialen Defektgröße bei der hohen Lastamplitude verglichen mit der niedrigen Lastamplitude abnahm, gelang es bei der hohen Lastamplitude besser, den kritischen Fehler zu identifizieren. Um hier einen zufälligen Einfluss sicher ausschließen zu können, sind jedoch weitere Untersuchungen mit einer größeren Anzahl von Versuchen erforderlich.

In den bisherigen Arbeiten zur Bewertung von schwingend beanspruchten as-built Oberflächen wurde die Vorhersagegüte der untersuchten Parameter bezüglich des Rissausgangsortes nicht erfasst bzw. quantifiziert, sodass ein Vergleich mit der vorliegenden Arbeit nicht möglich ist [111, 185, 220]. Dies war meist auf

eine fehlende ortsauflösende Charakterisierungsmethode zurückzuführen. Beispielsweise lieferte die Analyse­methode von Gockel et al. ([111]) nur einen einzigen S_v Wert für die gesamte Oberfläche. Daher konnte der Versagensort nicht mit weiteren Stellen erhöhter Senkentiefe in Verbindung gebracht werden.

Schneller et al. berechneten den Kerbfaktor k_s von Oberflächenvertiefungen über $k_s = 1 + 2\sqrt{S_v/\rho}$ mit dem Kerbradius ρ [220]. Durch diesen Faktor schätzten die Autoren die Wechselfestigkeit additiv gefertigter Proben ab und erreichten eine gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Werten. Die in dieser Arbeit implementierte Methode könnte in zukünftigen Arbeiten um die Berechnung des lokalen Krümmungsradius erweitert werden, wodurch eine Kartierung der Oberfläche anhand der geschätzten lokalen Werte von k_s möglich wäre. Ein Vergleich der Vorhersagegüte bezüglich des Versagensortes zwischen der reinen Betrachtung der Oberflächenvertiefungen und k_s könnte so weitere Erkenntnisse liefern. Die Berechnung des Krümmungsradius ist jedoch anfällig für Fehler durch Rauschen. Daher könnten neben der genannten Abschätzung weitere semi-empirische Abschätzungen des Kerbfaktors aus den Rauheitsparametern, wie bspw. von Lee et al., die mit einer vereinfachten Schätzung des Krümmungsradius aus der Schichtdicke auskommen, vergleichend getestet werden [221]. Darüber hinaus bietet die Integration von Informationen über oberflächennahe Poren in die Schätzung des Kerbfaktors weitere Möglichkeiten zur Optimierung der Vorhersage.

7 Zusammenfassung

Ziel der vorliegenden Arbeit war es, das Verständnis über den Einfluss der Fertigung im PBF-LB-Prozess auf das Bauteilverhalten durch die Analyse von μ CT-Daten zu verbessern. Dabei sollten prozessbezogene Merkmale zum einen in Bezug auf die Porenarchitektur und zum anderen in Bezug auf die Oberflächen-topographie extrahiert und an Beispielen evaluiert werden. Besondere Herausforderungen ergeben sich im PBF-LB-Prozess durch die Abhängigkeit der Eigenschaften von der gefertigten Geometrie und weiteren, unbekanntem, Einflussfaktoren. So ist die Porosität nicht gleichmäßig bzw. regellos verteilt, sondern diese konzentriert sich in lokalen Ansammlungen von Poren sowie wenigen großen Poren. Außerdem hängt die Oberflächenqualität nicht nur von geometrischen Eigenschaften wie dem Bauwinkel ab, sondern auch von Prozessschwankungen und weiteren statistischen Einflüssen.

Um das Verständnis der Entstehung der inhomogenen Porenstruktur zu verbessern, wurden verschiedene Testgeometrien gefertigt. Dabei wurden sowohl einfache als auch komplexe Geometrien betrachtet, um geometriebedingte Variationen der Porenstruktur in Bezug auf die Scanstrategie zu identifizieren. Dadurch konnte ein Verständnis für die Grenzen der Übertragbarkeit von Untersuchungen an einfachen zylindrischen oder kubischen Geometrien auf komplexe Bauteile entwickelt werden. An geometrischen Elementen, wie Downskin-Bereichen oder Bereichen geringer Wandstärke, kommt es zu Wechselwirkungen mit der Entstehung von Poren. Scanstrategien, die bei einfachen zylindrischen Probekörpern lediglich zu einer geringen Porosität führten, verursachten bei komplexeren Geometrien die Entstehung erhöhter Porosität. Es konnte gezeigt werden, dass verschiedene Einstellungen der Scangeschwindigkeit benötigt werden, um alle Bereiche einer komplexen Geometrie mit möglichst geringen Porositäten zu

fertigen. Eine niedrige Scangeschwindigkeit bewirkte durch die Erzeugung eines breiteren Schmelzbades die Vermeidung von LoF-Poren in Bereichen mit geometrisch bedingten größeren Bahnabständen, während eine hohe Scangeschwindigkeit die Reduzierung von sphärischen Poren in Downskin-Bereichen ermöglichte.

Die Entstehung der nicht zufälligen Porenverteilung wurde dabei insbesondere in Bezug auf den Druckpfad aufgeklärt. Die Verteilung der Poren wurde dabei für das Schraffurmuster und verschiedene konturparallele Scanmuster verglichen und darüber hinaus mittels neu entwickelter Korrelationsmethoden ausgewertet. Hierbei wurde die Entstehung großer LoF-Poren auf die relative Platzierung der Scanpfade in aufeinanderfolgenden Schichten zurückgeführt. Die aus diesen Untersuchungen gewonnenen Erkenntnisse konnten genutzt werden, um verbesserte Scanstrategien zu entwickeln und zu validieren. Insbesondere wurde deutlich, dass die Scanpfade in aufeinanderfolgenden Schichten nicht exakt übereinander platziert werden sollten, um ein Schließen möglicher LoF-Poren zu ermöglichen. Ein aus dieser Erkenntnis abgeleitetes verbessertes konturparalleles Scanmuster führte zu einer geringen Gesamtporosität bei gleichzeitiger Vermeidung von Porenkonzentrationen zwischen Schraffur und Kontur.

Darüber hinaus wurde eine neue Methode zur Charakterisierung der Oberflächenqualität additiv gefertigter Bauteile aus μ CT-Daten entwickelt. Die neu entwickelte Methode ist auch für komplexe Geometrien anwendbar und erlaubt eine prozessgerechte Analyse PBF-LB gefertigter Bauteile. Die Bauteile können damit nicht nur bauwinkelselektiv, sondern auch hinsichtlich der für den PBF-LB-Prozess charakteristischen hinterscheidenden Oberflächenmerkmale bewertet werden. Im Gegensatz zu bestehenden μ CT-Methoden zur Oberflächencharakterisierung ermöglicht die Automatisierung der Methode erstmals eine praktikable Analyse der kompletten Oberfläche additiv gefertigter Bauteile. Der auf die Soll-Geometrie bezogene Ansatz der neuen Methode erlaubte es, die Inhomogenität der Oberflächengüte in Abhängigkeit vom Bauwinkel systematisch zu erfassen. Analog zu den für die Porosität gefundenen Zusammenhängen wurde deutlich, dass zur Erzielung niedriger Rauheiten die Scanstrategie in Abhängigkeit vom Bauwinkel angepasst werden muss. Eine niedrige Scangeschwindigkeit wies Vorteile bei der Fertigung vertikaler Oberflächen niedriger Rauheit auf, während eine

hohe Scangeschwindigkeit zur Fertigung von Downskin-Oberflächen angewendet werden sollte.

Die Inhomogenität, die neben der durch den Bauwinkel bedingten Variation verbleibt, wurde hinsichtlich bekannter und bisher unbekannter Einflüsse untersucht. Die Inhomogenität wurde mit Hilfe statistischer Methoden analysiert und in systematische sowie zufällige Anteile zerlegt. Durch die Anpassung von Wahrscheinlichkeitsdichteverteilungen an die gemessenen Häufigkeitsverteilungen konnte das Verständnis der Oberflächenstruktur von PBF-LB gefertigten Bauteilen verbessert werden. Für Messungen dieser Oberflächen mit anderen Messgeräten, welche keine Auswertung der gesamten Oberfläche bieten, wurden auf dieser Basis Messstrategien vorgeschlagen.

Die Analyse der Rauheit für die komplette Oberfläche garantiert darüber hinaus das Auffinden kritischer Stellen. Die visuelle Auswertung bietet dabei eine gut verständliche Auswertung der räumlichen Verteilung der Oberflächengüte, womit geometrische oder prozessbedingte Einflüsse auf die Rauheit leicht gefunden und quantifiziert werden konnten. Als Anwendung für die Analysemethode wurden schließlich additiv gefertigte Proben mit as-built Oberfläche bewertet und Vorhersagen bezüglich versagenskritischer Stellen erstellt. Zur Beurteilung der Vorhersagegüte bezüglich des Versagensortes wurde eine Bewertung nach der Rangfolge des Versagensortes in einer Liste möglicher Versagensorte herangezogen. In 13 der 14 untersuchten Fälle befand sich der Versagensort unter den zehn identifizierten Orten höchster Kerbtiefe. In 50 % der Fälle wurde eine Übereinstimmung zwischen den vorhergesagten und den realen versagenskritischen Orten gefunden.

Die in dieser Arbeit entwickelten Methoden bieten eine Möglichkeit, die Poren- und Oberflächenstrukturen PBF-LB gefertigter Bauteile zu analysieren und damit das Verständnis der Prozess-Struktur-Eigenschafts-Beziehungen zu verbessern. Da die Methoden in ihrer Anwendung nicht auf einfache Geometrien beschränkt sind, ermöglichen sie die Untersuchung von realen Bauteilen bspw. in einer Anwendung zur Qualitätssicherung.

Literaturverzeichnis

- [1] M. Schneck, M. Gollnau, M. Lutter-Günther, B. Haller, G. Schlick, M. Lakomic und G. Reinhart. Evaluating the use of additive manufacturing in industry applications. *Procedia CIRP*, 81:19–23, 2019.
- [2] I. Gibson, D. W. Rosen, B. Stucker und M. Khorasani. *Additive Manufacturing Technologies*. Springer, Cham, Schweiz, 3. Auflage, 2021.
- [3] H. Mindt, M. Megahed, N. Lavery, M. Holmes und S. Brown. Powder bed layer characteristics: the overseen first-order process input. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47:3811–3822, 2016.
- [4] D. Jansen, T. Hanemann, M. Radek, A. Rota, J. Schröpfer und M. Heilmaier. Development of actual powder layer height depending on nominal layer thicknesses and selection of laser parameters. *Journal of Materials Processing Technology*, 298:117305, 2021.
- [5] International Organization for Standardization. *DIN EN ISO/ASTM 52900:2022-03, Additive Fertigung - Grundlagen - Terminologie (ISO/ASTM 52900:2021); Deutsche Fassung EN ISO/ASTM 52900:2021*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, Deutschland, 2022.
- [6] M. Bi, L. Xia, P. Tran, Z. Li, Q. Wan, L. Wang, W. Shen, G. Ma und Y. M. Xie. Continuous contour-zigzag hybrid toolpath for large format additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 55:102822, 2022.
- [7] C. Weingarten, D. Buchbinder, N. Pirch, W. Meiners, K. Wissenbach und R. Poprawe. Formation and reduction of hydrogen porosity during

- selective laser melting of AlSi10Mg. *Journal of Materials Processing Technology*, 221:112–120, 2015.
- [8] T. DebRoy, H. Wei, J. Zuback, T. Mukherjee, J. Elmer, J. Milewski, A. M. Beese, A. d. Wilson-Heid, A. De und W. Zhang. Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 92:112–224, 2018.
- [9] N. T. Aboulkhair, N. M. Everitt, I. Ashcroft und C. Tuck. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 1:77–86, 2014.
- [10] N. T. Aboulkhair, I. Maskery, C. Tuck, I. Ashcroft und N. M. Everitt. On the formation of AlSi10Mg single tracks and layers in selective laser melting: Microstructure and nano-mechanical properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 230:88–98, 2016.
- [11] C. Zhao, B. Shi, S. Chen, D. Du, T. Sun, B. J. Simonds, K. Fezzaa und A. D. Rollett. Laser melting modes in metal powder bed fusion additive manufacturing. *Reviews of Modern Physics*, 94:045002, 2022.
- [12] J. C. Hastie, M. E. Kartal, L. N. Carter, M. M. Attallah und D. M. Mulvihill. Classifying shape of internal pores within AlSi10Mg alloy manufactured by laser powder bed fusion using 3D X-ray micro computed tomography: Influence of processing parameters and heat treatment. *Materials Characterization*, 163:110225, 2020.
- [13] M. Vandecasteele, R. Heylen, D. Iuso, A. Thanki, W. Philips, A. Witvrouw, D. Verhees und B. G. Booth. Towards material and process agnostic features for the classification of pore types in metal additive manufacturing. *Materials & Design*, 227:111757, 2023.
- [14] Verein Deutscher Ingenieure e.V. *VDI-Richtlinie 3405 Blatt 2.8: Pulverbettbasiertes Schmelzen von Metall mittels Laserstrahl (PBF-LB/M), Fehlerkatalog – Fehlerbilder beim Laser-Strahlschmelzen*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, Deutschland, 2022.

- [15] K. Kempen, L. Thijs, E. Yasa, M. Badrossamay, W. Verheecke und J.-P. Kruth. Microstructural analysis and process optimization for selective laser melting of AlSi10Mg. In *2011 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. University of Texas at Austin, 2011.
- [16] K. Kempen, L. Thijs, J. Van Humbeeck und J.-P. Kruth. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimisation and material characterisation. *Materials Science and Technology*, 31(8): 917–923, 2015.
- [17] A. Ghasemi, E. Fereiduni, M. Balbaa, S. D. Jadhav, M. Elbestawi und 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.
- [18] S. A. Khairallah, A. T. Anderson, A. Rubenchik und 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.
- [19] C. Zhao, N. D. Parab, X. Li, K. Fezzaa, W. Tan, A. D. Rollett und T. Sun. Critical instability at moving keyhole tip generates porosity in laser melting. *Science*, 370(6520):1080–1086, 2020.
- [20] T. R. Allen, W. Huang, J. R. Tanner, W. Tan, J. M. Fraser und B. J. Simonds. Energy-coupling mechanisms revealed through simultaneous keyhole depth and absorptance measurements during laser-metal processing. *Physical Review Applied*, 13(6):064070, 2020.
- [21] Y. Huang, T. G. Fleming, S. J. Clark, S. Marussi, K. Fezzaa, J. Thiyagalingam, C. L. A. Leung und P. D. Lee. Keyhole fluctuation and pore formation mechanisms during laser powder bed fusion additive manufacturing. *Nature Communications*, 13(1):1170, 2022.
- [22] Q. Guo, M. Qu, L. I. Escano, S. M. H. Hojjatzadeh, Z. Young, K. Fezzaa und L. Chen. Revealing melt flow instabilities in laser powder bed fusion

- additive manufacturing of aluminum alloy via in-situ high-speed X-ray imaging. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 175: 103861, 2022.
- [23] L. Wang, Y. Zhang, H. Y. Chia und W. Yan. Mechanism of keyhole pore formation in metal additive manufacturing. *npj Computational Materials*, 8(1):22, 2022.
- [24] W. E. King, H. D. Barth, V. M. Castillo, G. F. Gallegos, J. W. Gibbs, D. E. Hahn, C. Kamath und A. M. Rubenchik. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(12):2915–2925, 2014.
- [25] C. Zhao, K. Fezzaa, R. W. Cunningham, H. Wen, F. De Carlo, L. Chen, A. D. Rollett und T. Sun. Real-time monitoring of laser powder bed fusion process using high-speed X-ray imaging and diffraction. *Scientific Reports*, 7(1):3602, 2017.
- [26] 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 und M. J. Matthews. Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing. *Nature Communications*, 10(1):1987, 2019.
- [27] R. Cunningham, C. Zhao, N. Parab, C. Kantzos, J. Pauza, K. Fezzaa, T. Sun und A. D. Rollett. Keyhole threshold and morphology in laser melting revealed by ultrahigh-speed x-ray imaging. *Science*, 363(6429): 849–852, 2019.
- [28] L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. Van Humbeeck und J.-P. Kruth. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V. *Acta Materialia*, 58(9):3303–3312, 2010.
- [29] A. du Plessis. Effects of process parameters on porosity in laser powder bed fusion revealed by X-ray tomography. *Additive Manufacturing*, 30: 100871, 2019.

-
- [30] A. du Plessis, S. G. le Roux, G. Booysen und J. Els. Directionality of cavities and porosity formation in powder-bed laser additive manufacturing of metal components investigated using X-ray tomography. *3D Printing and Additive Manufacturing*, 3(1):48–55, 2016.
- [31] M. J. Matthews, G. Guss, S. A. Khairallah, A. M. Rubenchik, P. J. Depond und W. E. King. Denudation of metal powder layers in laser powder-bed fusion processes. In *Additive Manufacturing Handbook*, 677–692. CRC Press, Boca Raton, FL, USA, 2017.
- [32] S. Ly, A. M. Rubenchik, S. A. Khairallah, G. Guss und M. J. Matthews. Metal vapor micro-jet controls material redistribution in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Scientific Reports*, 7(1):4085, 2017.
- [33] P. Bidare, I. Bitharas, R. Ward, M. Attallah und A. J. Moore. Fluid and particle dynamics in laser powder bed fusion. *Acta Materialia*, 142: 107–120, 2018.
- [34] I. Bitharas, N. Parab, C. Zhao, T. Sun, A. Rollett und A. Moore. The interplay between vapour, liquid, and solid phases in laser powder bed fusion. *Nature Communications*, 13(1):2959, 2022.
- [35] T. H. C. Childs, C. Hauser und M. Badrossamay. Selective laser sintering (melting) of stainless and tool steel powders: experiments and modelling. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 219(4):339–357, 2005.
- [36] A. Gusarov, I. Yadroitsev, P. Bertrand und I. Smurov. Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting. *Applied Surface Science*, 254(4):975–979, 2007.
- [37] Lord Rayleigh Sec. R.S. XVI. On the instability of a cylinder of viscous liquid under capillary force. *The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science*, 34(207):145–154, 1892.
- [38] A. Mostafaei, C. Zhao, Y. He, S. Reza Ghiaasiaan, B. Shi, S. Shao, N. Shamsaei, Z. Wu, N. Kouraytem, T. Sun, J. Pauza, J. V. Gordon,

- B. Webler, N. D. Parab, M. Asherloo, Q. Guo, L. Chen und A. D. Rollett. Defects and anomalies in powder bed fusion metal additive manufacturing. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 26(2):100974, 2022.
- [39] R. Li, J. Liu, Y. Shi, L. Wang und W. Jiang. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 59: 1025–1035, 2012.
- [40] J.-P. Kruth, G. Levy, F. Klocke und T. H. C. Childs. Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing. *CIRP Annals*, 56(2):730–759, 2007.
- [41] N. T. Aboulkhair, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck und R. Hague. 3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting. *Progress in Materials Science*, 106:100578, 2019.
- [42] T. Wang, S. Dai, H. Liao und H. Zhu. Pores and the formation mechanisms of SLMed AlSi10Mg. *Rapid Prototyping Journal*, 26(9): 1657–1664, 2020.
- [43] I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, P. Bertrand und I. Smurov. Factor analysis of selective laser melting process parameters and geometrical characteristics of synthesized single tracks. *Rapid Prototyping Journal*, 18(3):201–208, 2012.
- [44] N. Read, W. Wang, K. Essa und M. M. Attallah. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development. *Materials & Design (1980-2015)*, 65:417–424, 2015.
- [45] A. M. Mancisidor, F. Garciandia, M. San Sebastian, P. Álvarez, J. Díaz und I. Unanue. Reduction of the residual porosity in parts manufactured by selective laser melting using skywriting and high focus offset strategies. *Physics Procedia*, 83:864–873, 2016.

- [46] L. N. Carter, X. Wang, N. Read, R. Khan, M. Aristizabal, K. Essa und M. M. Attallah. Process optimisation of selective laser melting using energy density model for nickel based superalloys. *Materials Science and Technology*, 32(7):657–661, 2016.
- [47] U. S. Bertoli, A. J. Wolfer, M. J. Matthews, J.-P. R. Delplanque und J. M. Schoenung. On the limitations of volumetric energy density as a design parameter for selective laser melting. *Materials & Design*, 113:331–340, 2017.
- [48] K. G. Prashanth, S. Scudino, T. Maity, J. Das und J. Eckert. Is the energy density a reliable parameter for materials synthesis by selective laser melting? *Materials Research Letters*, 5(6):386–390, 2017.
- [49] T. H. C. Childs, C. Hauser und M. Badrossamay. Mapping and modelling single scan track formation in direct metal selective laser melting. *CIRP Annals*, 53(1):191–194, 2004.
- [50] E. O. Olakanmi. Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al–Mg, and Al–Si powders: Effect of processing conditions and powder properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(8): 1387–1405, 2013.
- [51] Z. Chen, Z. Wei, P. Wei, S. Chen, B. Lu, J. Du, J. Li und S. Zhang. Experimental research on selective laser melting AlSi10Mg alloys: process, densification and performance. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26:5897–5905, 2017.
- [52] D. Buchbinder, H. Schleifenbaum, S. Heidrich, W. Meiners und J. Bültmann. High power selective laser melting (HP SLM) of aluminum parts. *Physics Procedia*, 12:271–278, 2011.
- [53] P. Wei, Z. Wei, Z. Chen, J. Du, Y. He, J. Li und Y. Zhou. The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: single track, densification, microstructure and mechanical behavior. *Applied Surface Science*, 408: 38–50, 2017.

- [54] V. Chahal und R. M. Taylor. A review of geometric sensitivities in laser metal 3D printing. *Virtual and Physical Prototyping*, 15(2):227–241, 2020.
- [55] L. A. Parry, I. A. Ashcroft und R. D. Wildman. Geometrical effects on residual stress in selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 25: 166–175, 2019.
- [56] H. R. Javidrad, M. Ghanbari und F. Javidrad. Effect of scanning pattern and volumetric energy density on the properties of selective laser melting Ti-6Al-4V specimens. *Journal of Materials Research and Technology*, 12:989–998, 2021.
- [57] S. Giganto, S. Martínez-Pellitero, J. Barreiro, P. Leo und M. Á. Castro-Sastre. Impact of the laser scanning strategy on the quality of 17-4PH stainless steel parts manufactured by selective laser melting. *Journal of Materials Research and Technology*, 20:2734–2747, 2022.
- [58] E. H. Valente, C. Gundlach, T. L. Christiansen und M. A. Somers. Effect of scanning strategy during selective laser melting on surface topography, porosity, and microstructure of additively manufactured Ti-6Al-4V. *Applied Sciences*, 9(24):5554, 2019.
- [59] R. Sebastian, S. Catchpole-Smith, M. Simonelli, A. Rushworth, H. Chen und A. Clare. ‘Unit cell’ type scan strategies for powder bed fusion: The Hilbert fractal. *Additive Manufacturing*, 36:101588, 2020.
- [60] S. Catchpole-Smith, N. Aboulkhair, L. Parry, C. Tuck, I. A. Ashcroft und A. Clare. Fractal scan strategies for selective laser melting of ‘unweldable’ nickel superalloys. *Additive Manufacturing*, 15:113–122, 2017.
- [61] D. Koutny, D. Palousek, L. Pantelejev, C. Hoeller, R. Pichler, L. Tesicky und J. Kaiser. Influence of scanning strategies on processing of aluminum alloy EN AW 2618 using selective laser melting. *Materials*, 11(2):298, 2018.

- [62] M. K. Gupta, A. K. Singla, H. Ji, Q. Song, Z. Liu, W. Cai, M. Mia, N. Khanna und G. M. Krolczyk. Impact of layer rotation on micro-structure, grain size, surface integrity and mechanical behaviour of SLM Al-Si-10Mg alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(5):9506–9522, 2020.
- [63] J. H. Robinson, I. R. T. Ashton, E. Jones, P. Fox und C. Sutcliffe. The effect of hatch angle rotation on parts manufactured using selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 25(2):289–298, 2018.
- [64] A. Ulbricht, G. Mohr, S. J. Altenburg, S. Oster, C. Maierhofer und G. Bruno. Can Potential Defects in LPBF Be Healed from the Laser Exposure of Subsequent Layers? A Quantitative Study. *Metals*, 11(7): 1012, 2021.
- [65] S. Moylan, J. Slotwinski, A. Cooke, K. Jurens und M. A. Donmez. Proposal for a standardized test artifact for additive manufacturing machines and processes. In *2012 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. University of Texas at Austin, 2012.
- [66] L. Rebaioli und I. Fassi. A review on benchmark artifacts for evaluating the geometrical performance of additive manufacturing processes. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 93: 2571–2598, 2017.
- [67] H. C. Taylor, E. A. Garibay und R. B. Wicker. Toward a common laser powder bed fusion qualification test artifact. *Additive Manufacturing*, 39: 101803, 2021.
- [68] G. Ziólkowski, E. Chlebus, P. Szymczyk und J. Kurzac. Application of X-ray CT method for discontinuity and porosity detection in 316L stainless steel parts produced with SLM technology. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 14:608–614, 2014.
- [69] A. Yadollahi, N. Shamsaei, S. M. Thompson, A. Elwany und L. Bian. Effects of building orientation and heat treatment on fatigue behavior of

- selective laser melted 17-4 PH stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 94:218–235, 2017.
- [70] G. Tarakçı, H. M. Khan, M. S. Yılmaz und G. Özer. Effect of building orientations and heat treatments on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties, fracture mechanism and corrosion behavior. *Rapid Prototyping Journal*, 28(8):1609–1621, 2022.
- [71] Y. Zhang, X. Li, S. Yuan, R. Sun, T. Sakai, M. I. Lashari, U. Hamid und W. Li. High-cycle-fatigue properties of selective-laser-melted AlSi10Mg with multiple building directions. *International Journal of Mechanical Sciences*, 224:107336, 2022.
- [72] C. Phutela, F. Bosio, A. Alhammadi, N. Alshehhi, L. Kindleyside und N. T. Aboulkhair. Incorporating the Roles of Feature Size and Build Orientation in the Process-Structure-Property Relationship for Additively Manufactured Parts. *Metals*, 13(1):151, 2023.
- [73] B. Torries, S. Shao, N. Shamsaei und S. M. Thompson. Effect of inter-layer time interval on the mechanical behavior of direct laser deposited Ti-6Al-4V. In *2016 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. University of Texas at Austin, 2016.
- [74] J. Munk, E. Breitbarth, T. Siemer, N. Pirch und C. Häfner. Geometry effect on microstructure and mechanical properties in laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V. *Metals*, 12(3):482, 2022.
- [75] F. Nahr, M. Rasch, C. Burkhardt, J. Renner, B. Baumgärtner, T. Hausotte, C. Körner, P. Steinmann, J. Mergheim, M. Schmidt und M. Markl. Geometrical Influence on Material Properties for Ti6Al4V Parts in Powder Bed Fusion. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 7(3):82, 2023.

- [76] L. C. Wei, L. E. Ehrlich, M. J. Powell-Palm, C. Montgomery, J. Beuth und J. A. Malen. Thermal conductivity of metal powders for powder bed additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 21:201–208, 2018.
- [77] M. Shange, I. Yadroitsava, A. du Plessis und I. Yadroitsev. Roughness and near-surface porosity of unsupported overhangs produced by high-speed laser powder bed fusion. *3D Printing and Additive Manufacturing*, 9(4):288–300, 2022.
- [78] S. Pal, G. Lojen, V. Kokol und I. Drstvenšek. Reducing porosity at the starting layers above supporting bars of the parts made by Selective Laser Melting. *Powder Technology*, 355:268–277, 2019.
- [79] A. B. Anwar und Q.-C. Pham. Study of the spatter distribution on the powder bed during selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 22: 86–97, 2018.
- [80] S. Piazza, B. Merrigan, D. P. Dowling und M. Celikin. The effects of geometry and laser power on the porosity and melt pool formation in additively manufactured 316L stainless steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 111:1457–1470, 2020.
- [81] A. Du Plessis, S. G. le Roux, J. Els, G. Booysen und D. C. Blaine. Application of microCT to the non-destructive testing of an additive manufactured titanium component. *Case Studies in Nondestructive Testing and Evaluation*, 4:1–7, 2015.
- [82] A. du Plessis, S. G. le Roux, G. Booysen und J. Els. Quality control of a laser additive manufactured medical implant by X-ray tomography. *3D Printing and Additive Manufacturing*, 3(3):175–182, 2016.
- [83] K. Schnabel, J. Baumgartner, B. Möller und M. Scurria. Fatigue assessment of additively manufactured AlSi10Mg structures using effective stress concepts based on the critical distance approach. *Welding in the World*, 65:2119–2133, 2021.

- [84] C. Emmelmann, D. Herzog und J. Kranz. Design for laser additive manufacturing. In *Laser Additive Manufacturing*, 259–279. Elsevier Science, Amsterdam, Niederlande, 2017.
- [85] H. Yeung, B. M. Lane, M. A. Donmez, J. C. Fox und J. Neira. Implementation of advanced laser control strategies for powder bed fusion systems. *Procedia Manufacturing*, 26:871–879, 2018.
- [86] H. Yeung, B. M. Lane und J. C. Fox. Part geometry and conduction-based laser power control for powder bed fusion additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 30:100844, 2019.
- [87] C. L. Druzgalski, A. Ashby, G. Guss, W. E. King, T. T. Roehling und M. J. Matthews. Process optimization of complex geometries using feed forward control for laser powder bed fusion additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 34:101169, 2020.
- [88] A. Riensche, B. D. Bevans, Z. Smoqi, R. Yavari, A. Krishnan, J. Gilligan, N. Piercy, K. Cole und P. Rao. Feedforward control of thermal history in laser powder bed fusion: Toward physics-based optimization of processing parameters. *Materials & Design*, 224:111351, 2022.
- [89] International Organization for Standardization. *DIN EN ISO 25178-2:2012-09, Geometrical Product Specifications (GPS) Surface Texture: Areal Part 2: Terms, Definitions and Surface Texture Parameters*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, Deutschland, 2012.
- [90] ASTM International. *ASTM F3642-23, Standard Guide for Additive Manufacturing of Metals - Powder Bed Fusion - Measurement and Characterization of Surface Texture*. ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2023.
- [91] A. Thompson, L. Newton und R. Leach. New Standard for Metal Powder Bed Fusion Surface Texture Measurement and Characterisation. *Metrology*, 3(2):237–245, 2023.

- [92] M. Heintl, S. Greiner, K. Wudy, C. Pobel, M. Rasch, F. Huber, T. Papke, M. Merklein, M. Schmidt, C. Körner, D. Drummer und T. Hausotte. Measuring procedures for surface evaluation of additively manufactured powder bed-based polymer and metal parts. *Measurement Science and Technology*, 31(9):095202, 2020.
- [93] C. W. Jones, W. Sun, H. Boulter und S. Brown. 3D roughness standard for performance verification of topography instruments for additively-manufactured surface inspection. *Measurement Science and Technology*, 33(8):084003, 2022.
- [94] C. Qiu, C. Panwisawas, M. Ward, H. C. Basoalto, J. W. Brooks und M. M. Attallah. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting. *Acta Materialia*, 96: 72–79, 2015.
- [95] F. Cabanettes, A. Joubert, G. Chardon, V. Dumas, J. Rech, C. Grosjean und Z. Dimkovski. Topography of as built surfaces generated in metal additive manufacturing: A multi scale analysis from form to roughness. *Precision Engineering*, 52:249–265, 2018.
- [96] E. Masiagutova, F. Cabanettes, A. Sova, M. Cici, G. Bidron und P. Bertrand. Side surface topography generation during laser powder bed fusion of AlSi10Mg. *Additive Manufacturing*, 47:102230, 2021.
- [97] E. Yasa, J. Deckers, T. Craeghs, M. Badrossamay und J.-P. Kruth. Investigation on occurrence of elevated edges in selective laser melting. In *2009 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. University of Texas at Austin, 2009.
- [98] L. Bürger. *Charakterisierung der Oberflächentopographie von Laser Powder Bed Fusion erzeugten IN718-Proben*. Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2020.
- [99] S. Abolmaali, A. Vinel, J. C. Fox, J. Liu, D. Silva und N. Shamsaei. Location and Orientation Dependency in Surface Roughness of Nickel

- Super Alloy 625 Parts: Statistical and Distributional Analysis. In *2021 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. University of Texas at Austin, 2021.
- [100] T.-T. Ikeshoji, M. Yonehara, C. Kato, Y. Yanaga, K. Takeshita und H. Kyogoku. Spattering mechanism of laser powder bed fusion additive manufacturing on heterogeneous surfaces. *Scientific Reports*, 12(1): 20384, 2022.
- [101] T. Bartkowiak, B. Gapiński, M. Wieczorowski, P. Mietliński und C. A. Brown. Capturing and characterizing geometric complexities of metal additively manufactured parts using x-ray micro-computed tomography and multiscale curvature analyses. *Surface Topography: Metrology and Properties*, 11(1):014002, 2023.
- [102] Y. Sato, M. Tsukamoto, S. Masuno, Y. Yamashita, K. Yamashita, D. Tanigawa und N. Abe. Investigation of the microstructure and surface morphology of a Ti6Al4V plate fabricated by vacuum selective laser melting. *Applied Physics A*, 122:1–5, 2016.
- [103] W. Wang, H. Garmestani und S. Y. Liang. Prediction of upper surface roughness in laser powder bed fusion. *Metals*, 12(1):11, 2021.
- [104] W. Eidt, E.-P. Tatman, J. McCarther, J. Kastner, S. Gunther und J. Gockel. Surface roughness characterization in laser powder bed fusion additive manufacturing. In *2019 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. University of Texas at Austin, 2019.
- [105] R. Rothfelder, B. Baumgärtner, T. Hausotte und M. Schmidt. Surface layer porosity and surface quality in dependency of contour scanning strategy of Ti6Al4V parts. *Procedia CIRP*, 111:41–46, 2022.
- [106] B. Whip, L. Sheridan und J. Gockel. The effect of primary processing parameters on surface roughness in laser powder bed additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 103:4411–4422, 2019.

- [107] J. C. Fox und A. L. Pintar. Prediction of extreme value areal parameters in laser powder bed fusion of nickel superalloy 625. *Surface Topography: Metrology and Properties*, 9(2):025033, 2021.
- [108] W. Sun, C. Giusca, S. Lou, X. Yang, X. Chen, T. Fry, X. Jiang, A. Wilson, S. Brown und H. Boulter. Establishment of X-ray computed tomography traceability for additively manufactured surface texture evaluation. *Additive Manufacturing*, 50:102558, 2022.
- [109] R. Evans und J. Gockel. Surface roughness variation in laser powder bed fusion additive manufacturing. In *2021 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. University of Texas at Austin, 2021.
- [110] A. Yadollahi, M. J. Mahtabi, A. Khalili, H. R. Doude und J. C. Newman Jr. Fatigue life prediction of additively manufactured material: Effects of surface roughness, defect size, and shape. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 41(7):1602–1614, 2018.
- [111] J. Gockel, L. Sheridan, B. Koerper und B. Whip. The influence of additive manufacturing processing parameters on surface roughness and fatigue life. *International Journal of Fatigue*, 124:380–388, 2019.
- [112] N. Sanaei und A. Fatemi. Defects in additive manufactured metals and their effect on fatigue performance: A state-of-the-art review. *Progress in Materials Science*, 117:100724, 2021.
- [113] L. Zhao, L. Song, J. G. S. Macías, Y. Zhu, M. Huang, A. Simar und Z. Li. Review on the correlation between microstructure and mechanical performance for laser powder bed fusion AlSi10Mg. *Additive Manufacturing*, 56:102914, 2022.
- [114] L. Thijs, K. Kempen, J.-P. Kruth und J. Van Humbeeck. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*, 61(5):1809–1819, 2013.

- [115] X. Liu, C. Zhao, X. Zhou, Z. Shen und W. Liu. Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy. *Materials & Design*, 168:107677, 2019.
- [116] N. Takata, H. Kodaira, A. Suzuki und M. Kobashi. Size dependence of microstructure of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting. *Materials Characterization*, 143:18–26, 2018.
- [117] A. M. Roach, B. C. White, A. Garland, B. H. Jared, J. D. Carroll und B. L. Boyce. Size-dependent stochastic tensile properties in additively manufactured 316L stainless steel. *Additive Manufacturing*, 32:101090, 2020.
- [118] S. P. Narra, L. Scime und J. Beuth. Integrated control of melt pool geometry and microstructure in laser powder bed fusion of AlSi10Mg. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49:5097–5106, 2018.
- [119] Z. Dong, X. Zhang, W. Shi, H. Zhou, H. Lei und J. Liang. Study of size effect on microstructure and mechanical properties of AlSi10Mg samples made by selective laser melting. *Materials*, 11(12):2463, 2018.
- [120] A. Kempf und K. Hilgenberg. Influence of sub-cell structure on the mechanical properties of AlSi10Mg manufactured by laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering: A*, 776:138976, 2020.
- [121] J. C. Hastie, J. Koelblin, M. E. Kartal, M. M. Attallah und R. Martinez. Evolution of internal pores within AlSi10Mg manufactured by laser powder bed fusion under tension: As-built and heat treated conditions. *Materials & Design*, 204:109645, 2021.
- [122] N. Larrosa, W. Wang, N. Read, M. Loretto, C. Evans, J. Carr, U. Tradowsky, M. Attallah und P. Withers. Linking microstructure and processing defects to mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg alloy. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 98: 123–133, 2018.

- [123] W. H. Kan, Y. Nadot, M. Foley, L. Ridosz, G. Proust und J. M. Cairney. Factors that affect the properties of additively-manufactured AlSi10Mg: Porosity versus microstructure. *Additive Manufacturing*, 29:100805, 2019.
- [124] U. Tradowsky, J. White, R. Ward, N. Read, W. Reimers und M. Attallah. Selective laser melting of AlSi10Mg: Influence of post-processing on the microstructural and tensile properties development. *Materials & Design*, 105:212–222, 2016.
- [125] Y. Murakami und M. Endo. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *International Journal of Fatigue*, 16(3):163–182, 1994.
- [126] D. Greitemeier, C. Dalle Donne, F. Syassen, J. Eufinger und T. Melz. Effect of surface roughness on fatigue performance of additive manufactured Ti–6Al–4V. *Materials Science and Technology*, 32(7): 629–634, 2016.
- [127] E. Beevers, A. D. Brandão, J. Gumpinger, M. Gschweidl, C. Seyfert, P. Hofbauer, T. Rohr und T. Ghidini. Fatigue properties and material characteristics of additively manufactured AlSi10Mg—Effect of the contour parameter on the microstructure, density, residual stress, roughness and mechanical properties. *International Journal of Fatigue*, 117:148–162, 2018.
- [128] N. Sanaei und A. Fatemi. Analysis of the effect of surface roughness on fatigue performance of powder bed fusion additive manufactured metals. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 108:102638, 2020.
- [129] A. Du Plessis, I. Yadroitsava und I. Yadroitsev. Effects of defects on mechanical properties in metal additive manufacturing: A review focusing on X-ray tomography insights. *Materials & Design*, 187: 108385, 2020.

- [130] M. H. Nasab, S. Romano, D. Gastaldi, S. Beretta und M. Vedani. Combined effect of surface anomalies and volumetric defects on fatigue assessment of AlSi7Mg fabricated via laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 34:100918, 2020.
- [131] Y. Murakami. *Metal fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Academic Press an imprint of Elsevier, Amsterdam, Niederlande, 2. Auflage, 2019.
- [132] N. T. Aboulkhair, I. Maskery, C. Tuck, I. Ashcroft und N. M. Everitt. Improving the fatigue behaviour of a selectively laser melted aluminium alloy: Influence of heat treatment and surface quality. *Materials & Design*, 104:174–182, 2016.
- [133] T. Buchenau, M. Amkreutz, H. Bruening und B. Mayer. Influence of Contour Scan Variation on Surface, Bulk and Mechanical Properties of LPBF-Processed AlSi7Mg0. 6. *Materials*, 16(8):3169, 2023.
- [134] S. Beretta und S. Romano. A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes. *International Journal of Fatigue*, 94:178–191, 2017.
- [135] E. Brandl, U. Heckenberger, V. Holzinger und D. Buchbinder. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. *Materials & Design*, 34:159–169, 2012.
- [136] T. M. Buzug. *Computed tomography: From photon statistics to modern cone-beam CT : with 10 tables*. Springer, Berlin, Heidelberg, Deutschland, 2008. ISBN 978-3-540-39408-2.
- [137] S. Carmignato. *Industrial X-Ray Computed Tomography*. Springer, Cham, Schweiz, 2017. ISBN 978-3-319-59573-3.
- [138] L. A. Feldkamp, L. C. Davis und J. W. Kress. Practical cone-beam algorithm. *Journal of the Optical Society of America A*, 1(6):612–619, 1984.

- [139] A. Du Plessis, I. Yadroitsev, I. Yadroitsava und S. G. Le Roux. X-ray microcomputed tomography in additive manufacturing: a review of the current technology and applications. *3D Printing and Additive Manufacturing*, 5(3):227–247, 2018.
- [140] D. Legland, I. Arganda-Carreras und P. Andrey. MorphoLibJ: integrated library and plugins for mathematical morphology with ImageJ. *Bioinformatics*, 32(22):3532–3534, 2016.
- [141] G. Lehmann. Label object representation and manipulation with ITK. *Insight Journal*, 8(1):31, 2007.
- [142] B. Jähne. *Digitale Bildverarbeitung: und Bildgewinnung*. Springer, Berlin, Heidelberg, Deutschland, 2012. ISBN 978-3-642-04951-4.
- [143] M. W. Crofton. VII. On the Theory of Local Probability, applied to Straight Lines drawn at random in a plane; the methods used being also extended to the proof of certain new Theorems in the Integral Calculus. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, 158:181–199, 1868.
- [144] G. Lehmann und D. Legland. Efficient N-dimensional surface estimation using Crofton formula and run-length encoding. *Insight Journal*, 2012.
- [145] J. M. Waller, B. H. Parker, K. L. Hodges, E. R. Burke und J. L. Walker. Nondestructive evaluation of additive manufacturing state-of-the-discipline report. Technical report, National Aeronautics and Space Administration, 2014.
- [146] A. Thompson, I. Maskery und R. K. Leach. X-ray computed tomography for additive manufacturing: a review. *Measurement Science and Technology*, 27(7):072001, 2016.
- [147] M. R. Khosravani und T. Reinicke. On the use of X-ray computed tomography in assessment of 3D-printed components. *Journal of Nondestructive Evaluation*, 39:1–17, 2020.

- [148] A. B. Spierings, M. Schneider und R. Eggenberger. Comparison of Density Measurement Techniques for Additive Manufactured Metallic Parts. *Rapid Prototyping Journal*, 17(5):380–386, 2011.
- [149] N. Nudelis und P. Mayr. A novel classification method for pores in laser powder bed fusion. *Metals*, 11(12):1912, 2021.
- [150] R. Snell, S. Tammam-Williams, L. Chechik, A. Lyle, E. Hernández-Nava, C. Boig, G. Panoutsos und I. Todd. Methods for rapid pore classification in metal additive manufacturing. *JOM*, 72:101–109, 2020.
- [151] A. Poudel, M. S. Yasin, J. Ye, J. Liu, A. Vinel, S. Shao und N. Shamsaei. Feature-based volumetric defect classification in metal additive manufacturing. *Nature Communications*, 13(1):6369, 2022.
- [152] Z. Snow, A. R. Nassar und E. W. Reutzel. Invited Review Article: Review of the formation and impact of flaws in powder bed fusion additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 36:101457, 2020.
- [153] M. Tang und P. C. Pistorius. Fatigue life prediction for AlSi10Mg components produced by selective laser melting. *International Journal of Fatigue*, 125:479–490, 2019.
- [154] N. Sanaei, A. Fatemi und N. Phan. Defect characteristics and analysis of their variability in metal L-PBF additive manufacturing. *Materials & Design*, 182:108091, 2019.
- [155] S. Romano, A. Abel, J. Gumpinger, A. Brandão und S. Beretta. Quality control of AlSi10Mg produced by SLM: Metallography versus CT scans for critical defect size assessment. *Additive Manufacturing*, 28:394–405, 2019.
- [156] S. Romano, A. Brandão, J. Gumpinger, M. Gschweidl und S. Beretta. Qualification of AM parts: Extreme value statistics applied to tomographic measurements. *Materials & Design*, 131:32–48, 2017.

- [157] Z. Wu, S. Wu, J. Bao, W. Qian, S. Karabal, W. Sun und P. J. Withers. The effect of defect population on the anisotropic fatigue resistance of AlSi10Mg alloy fabricated by laser powder bed fusion. *International Journal of Fatigue*, 151:106317, 2021.
- [158] F. Léonard, S. Tammam-Williams, P. B. Prangnell, I. Todd und P. J. Withers. Assessment by X-ray CT of the effects of geometry and build direction on defects in titanium ALM parts. In *Conference on Industrial Computed Tomography (iCT)*, 19–21, 2012.
- [159] F. Léonard, S. Tammam-Williams und I. Todd. CT for Additive Manufacturing Process Characterisation: Assessment of melt strategies on defect population. In *Conference on Industrial Computed Tomography (iCT)*, 1–8, 2016.
- [160] S. C. Feng, Y. Lu und A. T. Jones. Measured data alignments for monitoring metal additive manufacturing processes using laser powder bed fusion methods. In *International Design Engineering Technical Conferences and Computers and Information in Engineering Conference*, volume 83983. American Society of Mechanical Engineers, 2020.
- [161] Z. Yang, Y. Lu, S. Li, J. Li, Y. Ndiaye, H. Yang und S. Krishnamurty. In-process data fusion for process monitoring and control of metal additive manufacturing. In *International Design Engineering Technical Conferences and Computers and Information in Engineering Conference*, volume 85376. American Society of Mechanical Engineers, 2021.
- [162] D. Kozjek, C. Porter, F. M. Carter III, P. Bhattad, P. Brackman, A. Lisovich, J.-E. Mogonye und J. Cao. Iterative closest point-based data fusion of non-synchronized in-situ and ex-situ data in laser powder bed fusion. *Journal of Manufacturing Systems*, 66:179–199, 2023.
- [163] S. C. Feng, Y. Lu, A. T. Jones und Z. Yang. Additive manufacturing in situ and ex situ geometric data registration. *Journal of Computing and Information Science in Engineering*, 22(6):061003, 2022.

- [164] S. Oster, T. Fritsch, A. Ulbricht, G. Mohr, G. Bruno, C. Maierhofer und S. J. Altenburg. On the registration of thermographic in situ monitoring data and computed tomography reference data in the scope of defect prediction in laser powder bed fusion. *Metals*, 12(6):947, 2022.
- [165] Y. Yang, Y. Ohtake, T. Yatagawa und H. Suzuki. Hierarchical alignment of 3D print with tool path based on microstructure. *Virtual and Physical Prototyping*, 17(1):33–51, 2022.
- [166] Y. Yang, Y. Ohtake, T. Yatagawa und H. Suzuki. Void Analysis of 3D Prints Using Toolpath as Reference. In *Proceedings of JSPE Semestrial Meeting 2023 JSPE Spring Conference*, 563–564, 2023.
- [167] Z. Snow, B. Diehl, E. W. Reutzel und A. Nassar. Toward in-situ flaw detection in laser powder bed fusion additive manufacturing through layerwise imagery and machine learning. *Journal of Manufacturing Systems*, 59:12–26, 2021.
- [168] Z. Snow, E. W. Reutzel und J. Petrich. Correlating in-situ sensor data to defect locations and part quality for additively manufactured parts using machine learning. *Journal of Materials Processing Technology*, 302: 117476, 2022.
- [169] D. S. Ertay, S. Kamyab, M. Vlasea, Z. Azimifar, T. Ma, A. D. Rogalsky und P. Fieguth. Toward sub-surface pore prediction capabilities for laser powder bed fusion using data science. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 143(7):071016, 2021.
- [170] D. S. Ertay, H. Ma und M. Vlasea. Correlative beam path and pore defect space analysis for modulated powder bed laser fusion process. In *2018 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. University of Texas at Austin, 2018.
- [171] A. Townsend, N. Senin, L. Blunt, R. Leach und J. Taylor. Surface texture metrology for metal additive manufacturing: a review. *Precision Engineering*, 46:34–47, 2016.

- [172] R. K. Leach, D. Bourell, S. Carmignato, A. Donmez, N. Senin und W. Dewulf. Geometrical metrology for metal additive manufacturing. *CIRP Annals*, 68(2):677–700, 2019.
- [173] G. Kerckhofs, G. Pyka, M. Moesen, S. Van Bael, J. Schrooten und M. Wevers. High-resolution microfocus X-ray computed tomography for 3D surface roughness measurements of additive manufactured porous materials. *Advanced Engineering Materials*, 15(3):153–158, 2013.
- [174] A. Thompson, N. Senin, C. Giusca und R. Leach. Topography of selectively laser melted surfaces: a comparison of different measurement methods. *CIRP Annals*, 66(1):543–546, 2017.
- [175] J. C. Fox, F. Kim, Z. Reese, C. Evans und J. S. Taylor. Investigation of complementary use of optical metrology and x-ray computed tomography for surface finish in laser powder bed fusion additive manufacturing. In *ASPE conference: dimensional accuracy and surface finish in additive manufacturing*, 132–136, 2017.
- [176] A. Du Plessis, P. Sperling, A. Beerlink, O. Kruger, L. Tshabalala, S. Hoosain und S. G. Le Roux. Standard method for microCT-based additive manufacturing quality control 3: surface roughness. *MethodsX*, 5:1111–1116, 2018.
- [177] A. Townsend, R. Racasan, R. Leach, N. Senin, A. Thompson, A. Ramsey, D. Bate, P. Woolliams, S. Brown und L. Blunt. An interlaboratory comparison of X-ray computed tomography measurement for texture and dimensional characterisation of additively manufactured parts. *Additive Manufacturing*, 23:422–432, 2018.
- [178] T. Persenot, A. Burr, R. Dendievel, J.-Y. Buffière, E. Maire, J. Lachambre und G. Martin. Fatigue performances of chemically etched thin struts built by selective electron beam melting: Experiments and predictions. *Materialia*, 9:100589, 2020.

- [179] S. Lou, Z. Zhu, W. Zeng, C. Majewski, P. Scott und X. Jiang. Material ratio curve of 3D surface topography of additively manufactured parts: An attempt to characterise open surface pores. *Surface Topography: Metrology and Properties*, 9(1):015029, 2021.
- [180] M. Baier, M. Sinico, A. Witvrouw, W. Dewulf und S. Carmignato. A novel tomographic characterisation approach for sag and dross defects in metal additively manufactured channels. *Additive Manufacturing*, 39: 101892, 2021.
- [181] T. Fritsch, L. Farahbod-Sternahl, I. Serrano-Munoz, F. Léonard, C. Haberland und G. Bruno. 3D Computed Tomography Quantifies the Dependence of Bulk Porosity, Surface Roughness, and Re-Entrant Features on Build Angle in Additively Manufactured IN625 Lattice Struts. *Advanced Engineering Materials*, 24(6):2100689, 2022.
- [182] C. A. Kantzos, R. W. Cunningham, V. Tari und A. D. Rollett. Characterization of metal additive manufacturing surfaces using synchrotron X-ray CT and micromechanical modeling. *Computational Mechanics*, 61:575–580, 2018.
- [183] N. Sanaei und A. Fatemi. Defect-based fatigue life prediction of L-PBF additive manufactured metals. *Engineering Fracture Mechanics*, 244: 107541, 2021.
- [184] A. Du Plessis und S. Beretta. Killer notches: The effect of as-built surface roughness on fatigue failure in AlSi10Mg produced by laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 35:101424, 2020.
- [185] J. N. Dastgerdi, O. Jaberri und H. Remes. Influence of internal and surface defects on the fatigue performance of additively manufactured stainless steel 316L. *International Journal of Fatigue*, 163:107025, 2022.
- [186] H. Hoppe, T. DeRose, T. Duchamp, J. McDonald und W. Stuetzle. Mesh optimization. In *Proceedings of the 20th annual conference on Computer graphics and interactive techniques*, 19–26, 1993.

- [187] J. Schindelin, I. Arganda-Carreras, E. Frise, V. Kaynig, M. Longair, T. Pietzsch, S. Preibisch, C. Rueden, S. Saalfeld, B. Schmid, J.-Y. Tinevez, D. J. White, V. Hartenstein, K. Eliceiri, P. Tomancak und A. Cardona. Fiji: an open-source platform for biological-image analysis. *Nature Methods*, 9(7):676–682, 2012.
- [188] J. Ahrens, B. Geveci und C. Law. *ParaView: An End-User Tool for Large Data Visualization*, 717–731. Elsevier Inc., Burlington, MA, USA, 2005.
- [189] L. Englert, S. Dietrich und P. Pinter. Investigations on printing path dependent properties of additively manufactured samples using micro computed tomography. *Rapid Prototyping Journal*, 26(9):1603–1614, 2020.
- [190] L. Englert, V. Schulze und S. Dietrich. Concentric Scanning Strategies for Laser Powder Bed Fusion: Porosity Distribution in Practical Geometries. *Materials*, 15(3):1105, 2022.
- [191] M. Schniedenharn. *Einfluss von Fokusschift und Prozessnebenprodukten auf den Laser Powder Bed Fusion Prozess*. Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2020.
- [192] D. Legland und I. Arganda-Carreras. MorphoLibJ user manual, version 1.6.3, 2024. URL <https://github.com/ijpb/MorphoLibJ/releases/download/MorphoLibJ-1.6.3/MorphoLibJ-manual-v1.6.3.pdf>. Abgerufen am 03.09.2024.
- [193] M. McCormick, X. Liu, J. Jomier, C. Marion und L. Ibanez. ITK: enabling reproducible research and open science. *Frontiers in Neuroinformatics*, 8, 2014. ISSN 1662-5196.
- [194] L. Englert, V. Schulze und S. Dietrich. Generalised and Automated Method for Surface Analysis of Roughness and Subsurface Porosity using Micro-Computed Tomography. *NDT & E International*, 146: 103166, 2024.

- [195] The CGAL Project. *CGAL User and Reference Manual*. CGAL Editorial Board, 5.5.1 edition, 2022. URL <https://doc.cgal.org/5.5.1/Manual/packages.html>. Abgerufen am 21.04.2023.
- [196] Boost Community. Boost C++ Libraries. <https://www.boost.org/>, 2023. Abgerufen am 25.07.2023.
- [197] S. Hert und S. Schirra. *2D Convex Hulls and Extreme Points*. CGAL Editorial Board, 5.5.1 edition, 2022. URL <https://doc.cgal.org/5.5.1/Manual/packages.html#PkgConvexHull12>. Abgerufen am 21.04.2023.
- [198] A. Bykat. Convex hull of a finite set of points in two dimensions. *Information Processing Letters*, 7(6):296–298, 1978.
- [199] K. Fischer, B. Gärtner, T. Herrmann, M. Hoffmann und S. Schönherr. *Bounding Volumes*. CGAL Editorial Board, 5.5.1 edition, 2022. URL <https://doc.cgal.org/5.5.1/Manual/packages.html#PkgBoundingVolumes>. Abgerufen am 21.04.2023.
- [200] G. T. Toussaint. Solving geometric problems with the rotating calipers. In *Proc. IEEE Melecon*, volume 83, A10, 1983.
- [201] P. Alliez, S. Pion und A. Gupta. *Principal Component Analysis*. CGAL Editorial Board, 5.5.1 edition, 2022. URL <https://doc.cgal.org/5.5.1/Manual/packages.html#PkgPrincipalComponentAnalysisD>. Abgerufen am 21.04.2023.
- [202] M. Hemmer, S. Hert, S. Pion und S. Schirra. *Number Types*. CGAL Editorial Board, 5.5.1 edition, 2022. URL <https://doc.cgal.org/5.5.1/Manual/packages.html#PkgNumberTypes>. Abgerufen am 21.04.2023.
- [203] L. Englert, S. Czink, S. Dietrich und V. Schulze. How defects depend on geometry and scanning strategy in additively manufactured AlSi10Mg. *Journal of Materials Processing Technology*, 299:117331, 2022.

- [204] L. Englert, V. Schulze und S. Dietrich. Correlation of Surface Topography with Fatigue Life and Failure Location in Additively Manufactured AlSi10Mg via Computed Tomography. In *2024 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. University of Texas at Austin, 2024.
- [205] P. Wang, H. Lei, X. Zhu, H. Chen und D. Fang. Influence of AlSi10Mg particles microstructure on heat conduction during additive manufacturing. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 144: 118632, 2019.
- [206] Y. Yang, D. Gu, D. Dai und C. Ma. Laser energy absorption behavior of powder particles using ray tracing method during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy. *Materials & Design*, 143: 12–19, 2018.
- [207] A. V. Gusarov und J.-P. Kruth. Modelling of radiation transfer in metallic powders at laser treatment. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 48(16):3423–3434, 2005.
- [208] C. Zöllner, N. A. Adams und S. Adami. Numerical investigation of balling defects in laser-based powder bed fusion of metals with Inconel 718. *Additive Manufacturing*, 73:103658, 2023.
- [209] V. Lindström, G. Lupo, J. Yang, V. Turlo und C. Leinenbach. A simple scaling model for balling defect formation during laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 63:103431, 2023.
- [210] C. Cummings, D. J. Corbin, E. W. Reutzel und A. R. Nassar. Resilience of laser powder bed fusion additive manufacturing to programmatically induced laser power anomalies. *Journal of Laser Applications*, 35(3), 2023.
- [211] L. Li, H. Chen, X. Wang und Z. Liao. Effects of vector length on the melt pool morphology and grain structure characteristics of Alloy 718 in laser

- powder bed fusion. *Journal of Materials Processing Technology*, 326: 118317, 2024. ISSN 0924-0136.
- [212] L. Pagani, A. Townsend, W. Zeng, S. Lou, L. Blunt, X. Q. Jiang und P. J. Scott. Towards a new definition of areal surface texture parameters on freeform surface: Re-entrant features and functional parameters. *Measurement*, 141:442–459, 2019.
- [213] H. Masuo, Y. Tanaka, S. Morokoshi, H. Yagura, T. Uchida, Y. Yamamoto und 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.
- [214] H.-O. Georgii. *Stochastik: Einführung in die Wahrscheinlichkeitstheorie und Statistik*. Walter de Gruyter, Berlin, Deutschland, 5. Auflage, 2015. ISBN 9783110359701.
- [215] C. Langesberg, U. Ligges und C. Weihs. Zur Verteilungs-Konvergenz von gleitenden Mittelwerten, Technische Universität Dortmund, 2018.
- [216] J. C. Fox und A. Pintar. Effect of measurement and sampling strategy in surface analysis of laser powder bed fusion additive manufacturing of nickel superalloy 625. *Proc. 2019 Special Interest Group Meeting: Advancing Precision in Additive Manufacturing, Nantes, Frankreich*, 2019.
- [217] N. Bousquet und P. Bernardara. *Extreme Value Theory with Applications to Natural Hazards: From Statistical Theory to Industrial Practice*. Springer, Cham, Schweiz, 2021. ISBN 9783030749422.
- [218] The MathWorks Inc. Statistics and Machine Learning Toolbox, 2024. URL <https://www.mathworks.com/help/stats/index.html>. Abgerufen am 21.05.2024.
- [219] J. Schijve. *Fatigue of Structures and Materials*. Springer, Dordrecht, Niederlande, 2. Auflage, 2009. ISBN 978-1-4020-6808-9.

- [220] W. Schneller, M. Leitner, S. Pomberger, F. Grün, S. Leuders, T. Pfeifer und O. Jantschner. Fatigue strength assessment of additively manufactured metallic structures considering bulk and surface layer characteristics. *Additive Manufacturing*, 40:101930, 2021.
- [221] S. Lee, B. Rasoolian, D. F. Silva, J. W. Pegues und N. Shamsaei. Surface roughness parameter and modeling for fatigue behavior of additive manufactured parts: A non-destructive data-driven approach. *Additive Manufacturing*, 46:102094, 2021.

Eigene Publikationen

L. Englert, V. Schulze und S. Dietrich. Correlation of Surface Topography with Fatigue Life and Failure Location in Additively Manufactured AlSi10Mg via Computed Tomography. In 2024 International Solid Freeform Fabrication Symposium. University of Texas at Austin, 2024

L. Englert, V. Schulze und S. Dietrich. Generalised and Automated Method for Surface Analysis of Roughness and Subsurface Porosity using Micro-Computed Tomography. NDT & E International, 146:103166, 2024.

T. Babinský, I. Šulák, I. Kuběna, J. Man, A. Weiser, E. Švabenská, L. Englert und S. Guth. Thermomechanical fatigue of additively manufactured 316L stainless steel. Materials Science and Engineering: A, 869:144831, 2023.

L. Englert, A. Klumpp, A. Ausländer, V. Schulze und S. Dietrich. Semi-solid wire-feed additive manufacturing of AlSi7Mg by direct induction heating. Additive Manufacturing Letters, 3:100067, 2022.

L. Englert, A. Heuer, M. K. Engelskirchen, F. Frölich, S. Dietrich, W. V. Liebig, L. Kärger und V. Schulze. Hybrid material additive manufacturing: interlocking interfaces for fused filament fabrication on laser powder bed fusion substrates. Virtual and Physical Prototyping, 17 (3):508–527, 2022.

L. Englert, V. Schulze und S. Dietrich. Concentric Scanning Strategies for Laser Powder Bed Fusion: Porosity Distribution in Practical Geometries. Materials, 15(3):1105, 2022.

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

L. Englert, S. Dietrich und P. Pinter. Investigations on printing path dependent properties of additively manufactured samples using micro computed tomography. *Rapid Prototyping Journal*, 26(9):1603–1614, 2020.

P. Pinter, S. Baumann, C. Lohr, A. Heuer, L. Englert und K. A. Weidenmann. Mechanical Properties of Additively Manufactured Polymer Samples using a Piezo Controlled Injection Molding Unit and Fused Filament Fabrication compared with a Conventional Injection Molding Process. In *2020 International Solid Freeform Fabrication Symposium*, University of Texas at Austin, 2020.

S. Dietrich, L. Englert und P. Pinter. Non-destructive characterization of additively manufactured components using X-Ray micro-computed tomography. In *2018 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. University of Texas at Austin, 2018.

Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

PBF-LB Prozessgrößen

d_{Fokus}	Laserspotdurchmesser	μm
h	Bahnabstand	μm
L_{min}	Mindestpfadlänge	μm
P	Laserleistung	W
t	Schichthöhe	μm
t_{min}	Mindestschaltzeit des Lasers	μs
v_{scan}	Scangeschwindigkeit	mm/s

Computertomographie und Bildverarbeitung

$\mu(x, y, z)$	Absorptionskoeffizient	1/ μm
A	Fläche	
C	Zirkularität	
$g_{h,k,l}$	Grauwert am Index h,k,l	
I	Intensität am Detektor	
I_0	An der Röntgenröhre emittierte Intensität	
m'_{ijk}	normierte zentrale Bildmomente ijk-ten Grades	
M_{ijk}	Bildmomente ijk-ten Grades	
m_{ijk}	zentrale Bildmomente ijk-ten Grades	
P	Umfang	

S	Sphärizität
V	Volumen

Abkürzungen

μ CT	Mikrocomputertomographie
IAM-WK	Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde
KIT	Karlsruher Institut für Technologie
LoF	Lack of Fusion
LPBF	Laser Powder Bed Fusion
PBF-EB	Powder Bed Fusion - Electron Beam
PBF-LB	Powder Bed Fusion - Laser Beam
SLM	Selective Laser Melting
STL	Standard Tessellation Language

Oberflächenparameter

S_a	arithmetischer Mittenrauwert	μm
S_p	Spitzenhöhe	μm
S_q	mittlere quadratische Höhe	μm
S_v	Senkenhöhe	μm
S_z	maximale Höhe	μm
R_p	Spitzenhöhe bei Linienmessung	μm
R_v	Senkenhöhe bei Linienmessung	μm
R_z	gemittelte maximale Rautiefe bei Linienmessung	μm

Ermüdungsversuche

N_B	Bruchlastspielzahl	
σ_a	Nennspannungsamplitude	MPa

A Anhang

A.1 Darstellungen der Porenstrukturen

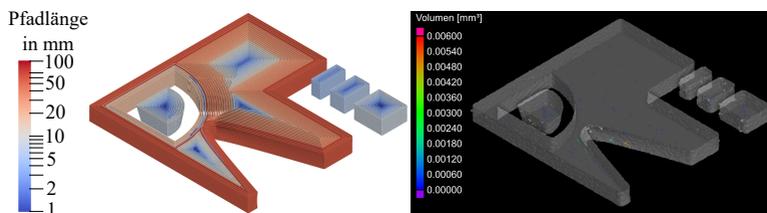


Abbildung A.1: 3D Darstellungen des 1 mm hohen Bereichs von Geometrie B mit schichtweise alternierenden Konturbahnen. Die Laserpfade sind links farbkodiert nach der Pfadlänge dargestellt, während rechts die im μ CT gemessene Porenstruktur dargestellt ist.

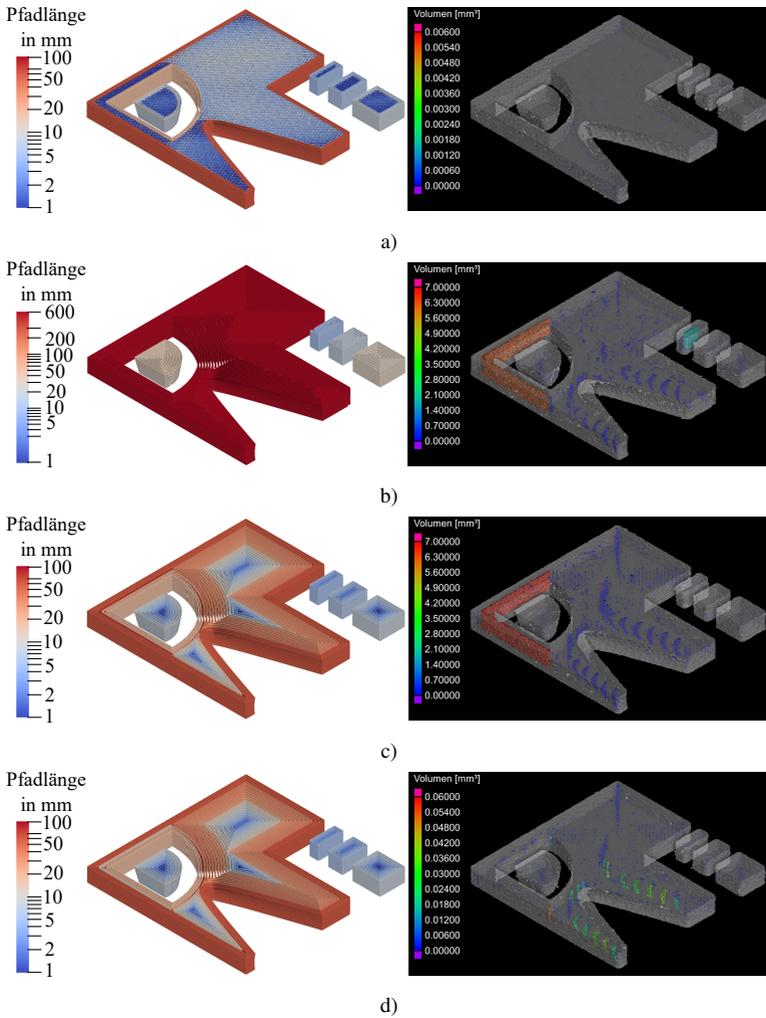


Abbildung A.2: 3D Darstellungen eines 1 mm hohen Bereichs von Geometrie B mit verschiedenen Scanmustern. Die Laserpfade sind links farbkodiert nach der Pfadlänge dargestellt, während rechts die im μ CT gemessene Porenstruktur dargestellt ist. a): Schraffurmuster, b): Spiralen, c): Konturbahnen, d): Konturbahnen und füllen von Lücken.

A.2 Porenaurichtungen

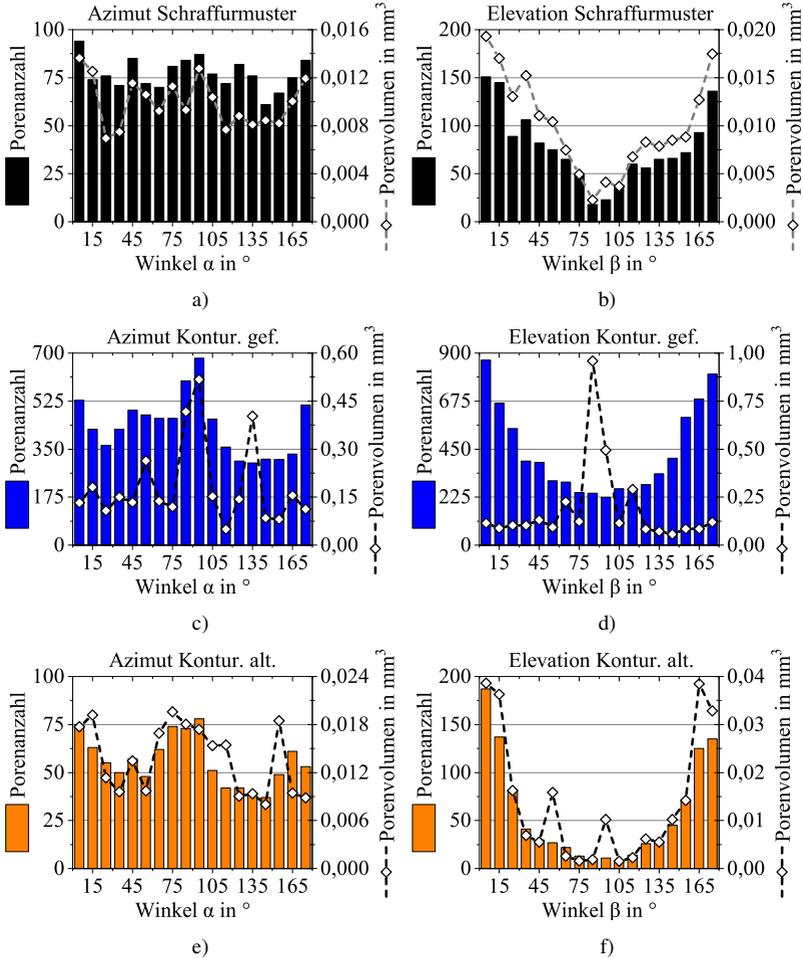


Abbildung A.3: Unkorrelierte Ausrichtungsanalysen durch MorphoLibJ, a) und b): Schraffurmuster, c) und d): gefüllte Konturbahnen, e) und f): alternierende Konturbahnen.

A.3 Versagensorte

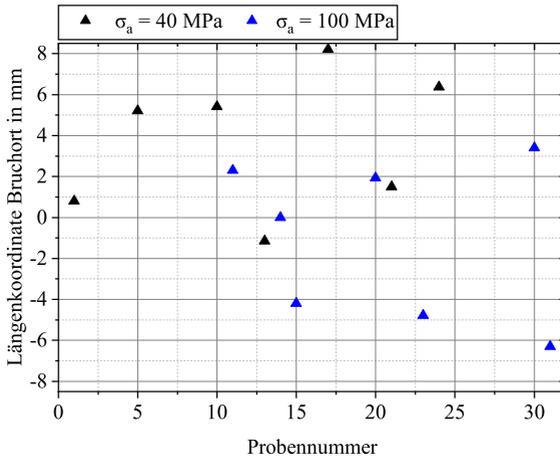


Abbildung A.4: Längenkoordinaten des Bruchortes der schwingend beanspruchten Probekörper. Als Nullpunkt wurde der Mittelpunkt der Messstrecke gewählt; die positive Koordinatenrichtung zeigt in Baurichtung.

A.4 Verteilungsparameter

Tabelle A.1: Geschätzte Parameter der generalisierten Extremwertverteilungen der S_y Werte.

No.	μ in μm	Std. Err. μ in μm	σ in μm	Std. Err. σ in μm	k -	Std. Err. k -
1	42,527	0,053	9,445	0,053	0,533	0,004
5	42,933	0,067	12,120	0,078	0,720	0,004
10	39,663	0,054	9,365	0,054	0,537	0,004
13	40,577	0,051	8,989	0,047	0,439	0,004
17	40,783	0,058	10,632	0,060	0,564	0,004
21	38,490	0,048	8,822	0,054	0,656	0,004
24	40,436	0,057	10,211	0,064	0,680	0,004
11	38,358	0,045	8,092	0,046	0,551	0,004
14	38,013	0,041	7,435	0,039	0,469	0,004
15	38,716	0,047	8,115	0,045	0,493	0,004
20	37,109	0,040	7,224	0,039	0,488	0,004
23	40,353	0,048	8,736	0,049	0,546	0,003
30	39,404	0,048	8,507	0,045	0,461	0,004
31	39,804	0,039	6,891	0,033	0,295	0,003

Tabelle A.2: Geschätzte Parameter der generalisierten Extremwertverteilungen der Werte der maximalen Tiefe offener Poren.

No.	μ in μm	Std. Err. μ in μm	σ in μm	Std. Err. σ in μm	k -	Std. Err. k -
1	67,863	0,268	42,729	0,197	-0,028	0,004
5	74,149	0,313	49,595	0,241	0,127	0,005
10	56,054	0,290	39,331	0,225	0,015	0,007
13	69,481	0,278	42,797	0,204	-0,085	0,005
17	58,050	0,252	38,770	0,194	0,078	0,006
21	61,376	0,313	45,383	0,252	0,183	0,006
24	62,625	0,298	45,088	0,237	0,189	0,005
11	43,036	0,202	30,798	0,175	0,338	0,006
14	49,823	0,231	34,665	0,181	0,140	0,006
15	57,869	0,300	42,406	0,236	0,139	0,006
20	50,870	0,277	37,196	0,218	0,165	0,006
23	67,904	0,259	42,166	0,196	0,109	0,004
30	48,639	0,212	32,364	0,166	0,133	0,006
31	53,490	0,224	34,445	0,171	0,060	0,005