

**Strategien zur Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften von
PBF-LB/M-Bauteilen mit Fokus auf Anisotropie und Duktilität**

Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften,
Abteilung Maschinenbau und Verfahrenstechnik der
Universität Duisburg-Essen

zur Erlangung des akademischen Grades

eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

Dr.-Ing.

genehmigte Dissertation

von

Sebastian Nicolas Platt, M. Sc.
aus
Aachen

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Gerd Witt
Prof. Dr.-Ing. A. Erman Tekkaya

Tag der mündlichen Prüfung: 25.11.2024

DuEPublico

Duisburg-Essen Publications online

UNIVERSITÄT
DUISBURG
ESSEN

Offen im Denken

ub

universitäts
bibliothek

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

DOI: 10.17185/duepublico/82716

URN: urn:nbn:de:hbz:465-20241212-102006-6



Dieses Werk kann unter einer Creative Commons Namensnennung - Nicht kommerziell - Keine Bearbeitungen 4.0 Lizenz (CC BY-NC-ND 4.0) genutzt werden.

Danksagung

Vorab möchte ich meinen aufrichtigen Dank an alle Personen richten, die mich auf meinem Weg zur Dissertation unterstützt und ermutigt haben. Besonders möchte ich Professor Gerd Witt danken, der mir den nötigen Rahmen und Freiraum gegeben hat, meine Ideen und Forschungen selbstständig zu entwickeln. Weiterhin möchte ich Professor Erman Tekkaya für die stetig gute Zusammenarbeit in mehreren Forschungsprojekten, die der Grundstein dieser Dissertationsschrift waren, danken. Gleichzeitig danke ich Dr. Stephan Rosenthal für die hervorragende Kooperation und den intensiven Austausch bei der Bearbeitung gemeinsamer Forschungsprojekte.

Ferner möchte ich mich beim gesamten Team des Lehrstuhls für Fertigungstechnik für die uneingeschränkte Kollegialität und das Arbeitsumfeld, das seinesgleichen sucht, bedanken. Im Besonderen möchte ich den Mitarbeitenden des Metall-Bereichs Stefan, Jan, Arno, Norman und Hanna für das freundschaftliche und verbindende Arbeitsleben und -leiden danken.

Weiterhin gilt mein Dank ebenfalls dem Lehrstuhl für Werkstofftechnik und dem Institut für Technologie der Metalle der Universität Duisburg-Essen, insbesondere Dayana Valenta und Robin Reimer für die Probenpräparation sowie bei Silke Rink für die Durchführung von REM- und EBSD-Untersuchungen.

Aufrichtiger Dank gilt meiner gesamten Familie. Meinen Eltern, Doris und Werner, für die immerwährende Unterstützung von Kindheit an und insbesondere zuletzt hinsichtlich unzähliger Stunden der Enkelbetreuung. Meinen Kindern Mila, Torge und Till, die mich gemeinschaftlich lehrten, auch inmitten des Chaos schnell und effizient zu arbeiten, aber auch, dass es viel wichtigere Dinge als Forschung und Arbeit gibt. Mein größter Dank gilt meiner Frau Natalie, auf deren permanenten Rückhalt ich mich trotz des stressigen und spät in den Abend reichenden Alltags immer verlassen konnte. Danke, dass du für mich da warst, selbst wenn ich in unserer wenigen gemeinsamen Zeit, mal wieder nur körperlich anwesend war.

Vielen Dank an alle, die diese Dissertation ermöglicht haben.

Kurzzusammenfassung

Die additive Fertigung (engl. Additive Manufacturing; AM), auch bekannt als 3D-Druck, bietet transformative Möglichkeiten in der Produktionstechnologie, indem Bauteile schichtweise aus digitalen Modellen erstellt werden. Diese Technik ermöglicht die Herstellung komplexer Geometrien ohne zusätzliche Kosten und reduziert den Materialausschuss erheblich, wodurch AM ebenfalls als eine nachhaltige Fertigungstechnologie beschrieben werden kann. Eine hohe Industrierelevanz wird vermehrt dem pulverbettbasierten Schmelzen von Metall mittels Laser (engl. laser-based powder bed fusion of metals; PBF-LB/M) zugesagt. Herausforderungen bestehen jedoch u. a. in unzureichenden Materialeigenschaften, im eingeschränkten Materialportfolio und in den geringen Prozessgeschwindigkeiten. In einem innovativen Ansatz wird AM mit einer nachgelagerten Umformung kombiniert, um die Produktionszeit zu verkürzen. Allerdings ergeben sich hieraus anschließende Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften der AM-Bauteile.

Ziel der vorliegenden Dissertationsschrift ist daher die Evaluation von Strategien zur Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften von PBF-LB/M-Bauteilen. Insbesondere sollen die Steigerung der Duktilität und die Reduzierung der mechanischen Anisotropie vor dem Hintergrund einer möglichen nachgelagerten Umformung nach dem Ansatz der AM-Umform-Route fokussiert werden.

Hinsichtlich einer Begünstigung isotroper mechanischer Eigenschaften belegen die Ergebnisse, dass der Einsatz von Ultraschall während des PBF-LB/M-Prozesses signifikante Effekte auf die Mikrostruktur hat. Die Ultraschallanregung führt zu einer erhöhten Varianz in der Kornorientierung und einer Reduktion der Anisotropie der Zugfestigkeit um etwa 55 %. Die Untersuchungen offenbaren jedoch auch eine erhöhte Oberflächenrauheit.

Ferner werden in dieser Arbeit verschiedene Strategien zur Verbesserung der Duktilität untersucht, darunter die Erhöhung des Austenitgehalts durch Anpassung der Prozessparameter und das Auflegieren von HMnS mit Aluminium. Letzteres führt zu einer drastischen Verbesserung der Duktilität (+100 %). Die Ultraschallanregung von auflegiertem HMnS zeigt ebenfalls Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften der so hergestellten Proben. Diese sind auf die verfeinerte Mikrostruktur und verstärkte Verdampfung von Mangan zurückzuführen.

Weiterhin wird eine Substitution von Bauteilbereichen mit erhöhten Anforderungen an Duktilität am Beispiel von Sandwichblechen erfolgreich umgesetzt. Durch die dargestellten Ergebnisse wird die Bedeutung einer geeigneten Parameter- und Geometriewahl betont, um thermisch induzierte Spannungen zu minimieren und die Bauteilqualität zu verbessern.

Insgesamt liefert die Arbeit wertvolle Erkenntnisse zur Optimierung der mechanischen Eigenschaften additiv gefertigter Bauteile durch sowohl Ultraschallanregung als auch Anwendung unterschiedlicher Strategien zur Beeinflussung der Bauteilduktilität.

Abstract

Additive manufacturing (AM), also known as 3D printing, offers transformative possibilities in production technology by using digital models to create parts layer by layer. This technology enables the production of complex components without additional costs and significantly reduces material waste, making AM a sustainable manufacturing technology. Laser-based powder bed fusion of metals (PBF-LB/M) is increasingly expected to have high industrial relevance. Challenges, however, include inadequate material properties, the limited material portfolio, and low process speeds. An innovative approach combines AM with subsequent forming to shorten the production time. This approach introduces new requirements for the mechanical properties of the AM parts.

The aim of this dissertation is to evaluate strategies for influencing the mechanical properties of PBF-LB/M parts. The focus is on increasing ductility and reducing mechanical anisotropy with regard to possible subsequent forming according to the AM forming route approach.

With regard to favoring isotropic mechanical properties, the results show that the use of ultrasonics during the PBF-LB/M process has significant effects on the microstructure. Ultrasonic excitation leads to an increased variance in grain orientation and a reduction in the anisotropy of the tensile strength by around 55%. However, the investigations also reveal an increased surface roughness.

Furthermore, this work investigates various strategies to improve ductility, including increasing the austenite content by adjusting the process parameters and alloying high manganese steel with aluminum. The latter leads to a drastic improvement in ductility (increase of 100%). Ultrasonic excitation of alloyed high manganese steel also affects the mechanical properties of the hybrid parts produced. These effects can be attributed to the refined microstructure and increased evaporation of manganese.

Moreover, a substitution of component areas with increased ductility requirements is successfully implemented using the example of sandwich sheets. The results emphasize the importance of a suitable choice of parameters and geometry to minimize thermally induced stresses and improve component quality.

Overall, the work provides valuable insights into optimizing the mechanical properties of AM components through both ultrasonic excitation and the use of different strategies to influence component ductility.

I. Nomenklatur und Abkürzungen

AM	Additive Manufacturing
PBF-LB/M	Powder bed fusion of metals using laser beam
TAB	Büro für Technikfolgen-Abschätzung beim Deutschen Bundestag
PBF-LB/P	Powder bed fusion of polymers using laser beam
LAGB	Low angle grain boundary
MAGB	Medium angle grain boundary
HAGB	High angle grain boundary
kfz	Kubisch flächenzentriert
krz	Kubisch raumzentriert
HMnS	Hochmanganstahl
SFE	Stapelfehlerenergie
ISF	Intrinsischer Stapelfehler
ESF	Extrinsischer Stapelfehler
TRIP	Transformation Induced Plasticity
TWIP	Twinning Induced Plasticity
SBIP/SLIP	Shear Band Induced Plasticity
MBIP	Micro Band Induced Plasticity
US	Ultraschall
RPA	Revolution Powder Analyser
HSK	High Speed Kamera
FOV	Field of View
DFG	Deutsche Forschungsgesellschaft
REM	Rasterelektronenmikroskop
EBSD	Electron backscatter diffraction
XRD	X-ray diffraction
SDA	Secondary Dendrite Arm
ECD	Equivalent circle diameter
hor	Horizontal
ver	Vertikal
ST	Streifenbelichtung
SB	Schachbrettbelichtung
Q3	Summenverteilung
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
MMC	Metal-Matrix-Composites

II. Formelzeichen

Griechische Notation

α_{eff}	Effektive Absorption	
γ_{SF}	Stapelfehlerenergie	mJ/m ²
$d\gamma_{Surface}$	Oberflächenspannungsgradient	kg/s ²
Δ_{xz}	Anisotropie	%
λ	Wellenlänge	µm
ρ	Molare Oberflächendichte entlang der {111} Ebene	
σ_0	Startspannung für Versetzungsbewegungen	MPa
σ_y	Streckgrenze	MPa
$\sigma^{\gamma/\epsilon}$	Grenzflächenenergie zwischen γ/ϵ	N/m

Lateinische Notation

c_p	Wärmekapazität	J/kg K
D_{GB}	Korndurchmesser	µm
E	E-Modul	N/mm ²
E_V	Volumenenergiedichte	J/mm ³
G	Temperaturgradient	°C
$\Delta G^{\gamma-\epsilon}$	Differenz der freien Gibbs-Energie (freie Enthalpie)	J
h_S	Hatch	mm
k	Koeffizient des Newton'schen Abkühlgesetzes	1/s
k_1	Korngrenzwiderstand	MPa \sqrt{mm}
k_x	Jeweiliger mechanischer Kennwert in horizontaler Ausrichtung	
k_z	Jeweiliger mechanischer Kennwert in vertikaler Ausrichtung	
l_z	Schichtdicke	mm
m	Masse	kg
M_F	Martensitfinishtemperatur	°C
M_S	Martensitstarttemperatur	°C
P_L	Laserleistung	W
R	Wachstumsrate	
R_a	Mittenrauwert	µm
R_z	Gemittelte Rautiefe	µm
dT	Temperaturunterschied	K
v_S	Scangeswindigkeit	mm/s

III. Inhaltsverzeichnis

Danksagung	I
Kurzzusammenfassung	I
Abstract	II
I. Nomenklatur und Abkürzungen	III
II. Formelzeichen	IV
III. Inhaltsverzeichnis	V
1. Einleitung	1
2. Stand der Wissenschaft und Technik	5
2.1. Grundlagen der additiven Fertigung	5
2.2. Grundlagen des PBF-LB/M-Prozesses	5
2.2.1. Prozessablauf	6
2.2.2. Prozessparameter	7
2.2.3. Besonderheiten und Herausforderungen des PBF-LB/M-Prozesses	10
2.3. Mikrostruktur von PBF-LB/M-Bauteilen	12
2.4. Mechanische Eigenschaften und Anisotropie von PBF-LB/M-Bauteilen	14
2.5. Pulverförmige Werkstoffe im Kontext des PBF-LB/M-Prozesses	17
2.5.1. Grundlegende Eigenschaften	17
2.6. Stähle im PBF-LB/M-Prozess	19
2.7. Hochmanganstahl	22
2.7.1. Eigenschaften	22
2.7.2. Verformungsmechanismen	22
2.7.3. Stapelfehlerenergie	23
2.7.4. Beeinflussung der Stapelfehlerenergie bei HMnS	25
2.7.5. HMnS in der AM-Fertigung	27
2.8. Ultraschallunterstützte Prozessführung zur Homogenisierung der Mikrostruktur	27
2.8.1. Ultraschall und piezoelektrischer Effekt	27
2.8.2. Einfluss von Ultraschall auf die Erstarrung einer Metallschmelze	28
2.9. Ansätze für AM-Hybridbauteile	31
3. Zielsetzung und wissenschaftliche Fragestellungen	33
4. Versuchseinrichtungen und -methodik	35
4.1. Verwendete PBF-LB/M-Anlagen	35
4.1.1. SLM 280HL	35
4.1.2. EOS M290	36
4.1.3. EOS M270	37
4.2. Verwendete Werkstoffe	38
4.2.1. 2.4665	38
4.2.2. 1.4542	38
4.2.3. Hochmanganstahl	38

4.2.4.	Aluminiumpulver	39
4.2.5.	Auflegieren von Metallpulver	39
4.3.	Pulveranalyse	39
4.3.1.	Partikelgrößenverteilung	39
4.3.2.	Fließfähigkeit.....	39
4.4.	Absorptionsmessung	40
4.5.	Ultraschallunterstützte PBF-LB/M-Fertigung	42
4.5.1.	Aufbau zur Realisierung des Fertigungskonzeptes	42
4.5.2.	Aufbau zur Einfluss-Evaluierung des Ultraschalls auf loses Pulver	43
4.6.	PBF-LB/M-Fertigung von hybriden Sandwichblechen.....	45
4.6.1.	Verwendete Kerngeometrien	45
4.6.2.	Vakuumspannsystem	46
4.6.3.	In-situ-Temperaturmessung.....	47
4.6.4.	Numerische Analyse der PBF-LB/m-Fertigung der hybriden Sandwichbleche	47
4.7.	Werkstoffanalyse	48
4.7.1.	Schliffprobenherstellung	48
4.7.2.	Dichtemessung mittels bildgestützter Phasenanalyse	50
4.7.3.	Lichtmikroskopische Analyse der Kornstruktur.....	50
4.7.4.	Rasterelektronenmikroskopie	51
4.7.5.	Röntgendiffraktometrie	52
4.8.	Werkstoffprüfung	53
4.8.1.	Zugversuch	53
5.	Ultraschallunterstützte PBF-LB/M-Fertigung zur Reduzierung der mechanischen Anisotropie....	55
5.1.	Machbarkeitsnachweis	55
5.2.	Probenfertigung	58
5.3.	Probenanalyse	61
5.3.1.	Analyse der Mikrostruktur	61
5.3.2.	Analyse der mechanischen Eigenschaften.....	64
5.3.3.	Analyse der Oberflächenqualität.....	69
5.4.	Fazit ultraschallunterstützte PBF-LB/M-Fertigung.....	71
6.	Strategien zur Beeinflussung der Duktilität von PBF-LB/M-Bauteilen.....	73
6.1.	Beeinflussung des Austenitgehalts.....	73
6.1.1.	Belichtungsstrategie und Zykluszeit	73
6.1.2.	Laserleistung und Scangeschwindigkeit.....	75
6.1.3.	Einfluss der Prozessführung auf die Bruchdehnung	79
6.1.4.	Zwischenfazit zur Beeinflussung des Austenitgehalts.....	81
6.2.	Auflegieren eines HMnS mit Aluminium zur Steigerung der Umformbarkeit.....	83
6.2.1.	Pulveranalyse	83
6.2.2.	Absorptionsmessung	86
6.2.3.	Dichteanalyse	88

6.2.4.	Mechanische Analyse der hergestellten Pulvermischungen.....	91
6.2.5.	Ultraschallunterstützte PBF-LB/M-Fertigung eines auflegierten HMnS	97
6.2.6.	Zwischenfazit zur Auflegierung von HMnS.....	102
6.3.	Alternativer Ansatz zur Steigerung des Umformvermögens von PBF-LB/M-Bauteilen	104
6.3.1.	Fertigung von hybriden Sandwichblechverbunden im PBF-LB/M-Prozess	104
6.3.2.	Probenfertigung	105
6.3.3.	In-situ-Temperaturmessung	108
6.3.4.	Numerische Analyse.....	109
6.3.5.	Darstellung der Umsetzbarkeit	114
6.3.6.	Fazit additive Fertigung von Sandwichblechverbunden im PBF-LB/M-Prozess	114
7.	Zusammenfassung	116
8.	Ausblick	118
9.	LiteraturverzeichnisReferences	120
10.	Abbildungsverzeichnis.....	141
11.	Tabellenverzeichnis.....	146
12.	Anhang	147
13.	Publikationsverzeichnis	150

1. Einleitung

In einer Zeit, in der industrielle Prozesse zunehmend auf Effizienz und Nachhaltigkeit ausgerichtet sind, bietet die additive Fertigung (engl. Additive Manufacturing – AM) transformative Möglichkeiten für die Produktionstechnologie. Diese innovative Technik, die auch unter dem Begriff ‚3D-Druck‘ bekannt ist, erlaubt das schichtweise Aufbauen von Bauteilen direkt aus digitalen Modellen [1]. Dies stellt einen radikalen Wandel gegenüber traditionellen Herstellungsverfahren dar, die auf subtraktiven Methoden oder Formgebung basieren.

Ein entscheidender Vorteil der additiven Fertigung liegt in der Möglichkeit, komplexe Geometrien ohne zusätzliche Kosten und ohne signifikante Steigerung der Bearbeitungszeit zu erzeugen [2]. Diese neue Freiheit im Designprozess begünstigt die Entwicklung optimierter Strukturen, die nicht nur innovative Designs, sondern auch funktionale Mehrwerte generieren. Beispielsweise können interne Hohlräume und Gitterstrukturen hergestellt werden, die mit konventionellen Methoden nicht realisierbar wären. Ein weiteres bedeutendes Merkmal der AM-Technologien ist die Materialeffizienz [3]. Da das Material schichtweise nur dort hinzugefügt wird, wo es tatsächlich benötigt wird, reduziert sich der Materialausschuss drastisch. Dies steht im klaren Kontrast zu subtraktiven Verfahren wie dem Fräsen oder Drehen, bei denen oft ein großer Anteil des Ausgangsmaterials spanend abgetragen und nicht wiederverwendet wird. Die so erhaltene Ressourceneffizienz der AM-Technologien ist nicht nur ökonomisch vorteilhaft, sondern trägt auch zu einer nachhaltigeren Produktion bei [4]. Die vielen Vorteile der additiven Fertigung werden durch aussichtsreiche Marktprognosen bestätigt [5]. In den letzten Jahren hat die AM-Industrie ein bemerkenswertes Wachstum verzeichnet, und Prognosen deuten darauf hin, dass dieser Trend anhalten wird (Bild 1-1a). Die globale Nachfrage nach additiven Fertigungstechnologien steigt stetig, was nicht nur auf die technologischen Vorteile, sondern auch auf das zunehmende Bewusstsein für nachhaltige Produktionsmethoden zurückzuführen ist [6].

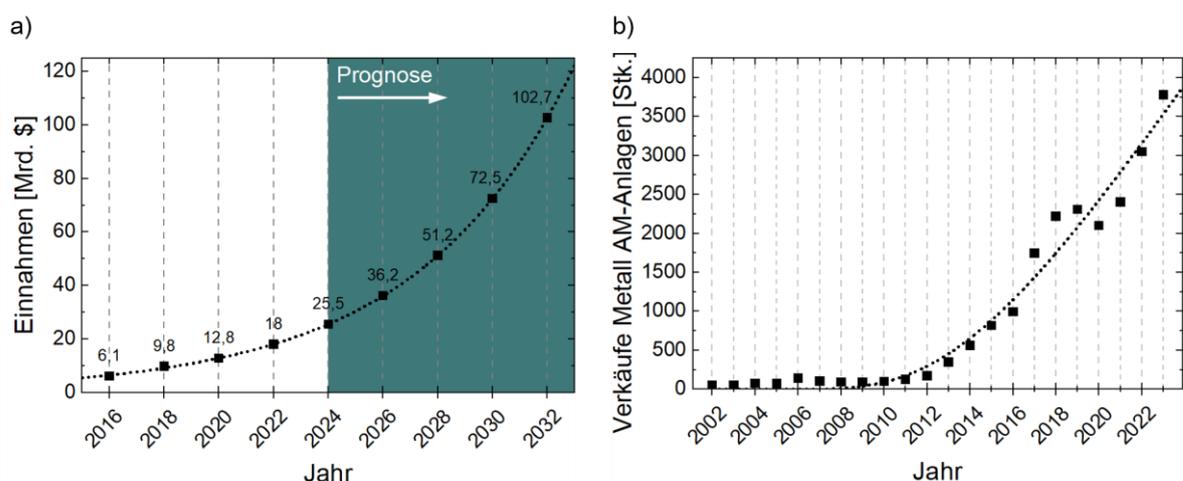


Bild 1-1: Einnahmen des gesamten AM-Marktes nach [5] in a) und die Anzahl an verkauften Metall-AM-Anlagen zwischen 2002 und 2023 nach [7] in b).

Besonders in Hochtechnologiebranchen wie der Luft- und Raumfahrt [8] sowie der Medizintechnik [9] zeigt die additive Fertigung ihr hohes Potential zur innovativen Bauteilgestaltung auf. Leichtbaukomponenten, die durch AM hergestellt werden, tragen zu einer signifikanten Reduktion des Gewichts und somit zu einer verbesserten Energieeffizienz bei. In der Medizintechnik ermöglichen patientenspezifische Implantate und Prothesen eine individuelle Behandlung und verbesserte Therapieergebnisse [10]. Insbesondere in diesen Bereichen hat sich das pulverbettbasierte Schmelzen von Metall mittels Laser (engl. powder bed fusion of metals using laser beam; PBF-LB/M) bereits etablieren können. Dabei erlaubt das PBF-LB/M-Verfahren die präzise Fertigung von Metallbauteilen durch das selektive Aufschmelzen und Verfestigen von Metallpulver in einem schichtweisen Aufbauprozess [11]. Die steigenden Verkaufszahlen belegen dabei ein zunehmendes industrielles Interesse am PBF-LB/M-Prozess (Bild 1-1b) [7].

Das hohe Potential der metallverarbeitenden AM-Verfahren wird ebenfalls durch das Büro für Technikfolgen-Abschätzung beim Deutschen Bundestag (TAB) hervorgehoben [12]. Demnach hat die inländische Industrie eine starke Position in der Entwicklung von Verfahren, Materialien und Anlagen für die AM-Fertigung, vor allem im Metallbereich. Allerdings gibt es Schwächen auf der Anwenderseite, wodurch aufkommende Einsatzpotentiale zu spät erkannt werden. In der Studie des TAB werden in diesem Kontext sechs Herausforderungen und Limitationen aufgeführt, die derzeit einen breiteren Einsatz, insbesondere für industrielle Prozesse, beeinträchtigen. Neben den geringen Bauraumvolumina und dem teilweise geringen Auflösungsvermögen sowie der weiterhin mangelnden Reproduzierbarkeit stellen die Autoren ebenfalls

- die unzureichenden Materialeigenschaften,
- das eingeschränkte Materialportfolio und
- die langsamen Prozessgeschwindigkeiten

heraus. [12]

Ein innovativer Ansatz, der vor allem den letzten Punkt aufgreift und somit zur Verkürzung der PBF-LB/M-Fertigungszeit beiträgt, legten Rosenthal et al. [13] vor. Durch eine neuartige Prozesskombination aus PBF-LB/M-Fertigung und nachgelagertem Umformvorgang zur finalen Formgebung kann die Herstellungszeit von Sandwichblechverbunden, im Vergleich zu einer ausschließlichen AM-Fertigung, um mindestens 40 % reduziert werden. Ausschlaggebender Vorteil der neuen AM-Umform-Route ist die maximierte Bauraumausnutzung durch den vertikalen Aufbau der Sandwichblechverbunde in Form von Halbzeugen.

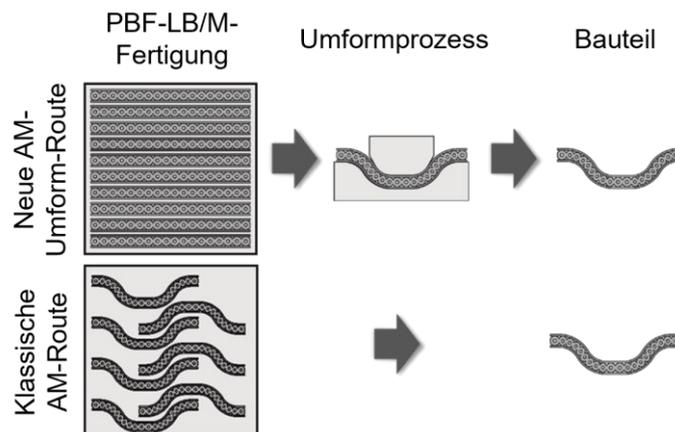


Bild 1-2: Schematischer Vergleich zwischen der neuen AM-Umform-Route und einer klassischen AM-Fertigungsroute aus [13].

Allerdings setzt diese neue Herstellungsrout eine ausreichende Umformbarkeit und damit Duktilität der PBF-LB/M-Bauteile voraus. PBF-LB/M-Bauteile weisen prozessinhärent eine parallel zur Aufbaurichtung gerichtete sowie aufgrund der hohen Abkühlgradienten feine Mikrostruktur auf [14]. Diese einzigartige Mikrostruktur bewirkt eine höhere Dehngrenze im Vergleich zu konventionell hergestellten Bauteilen und geht oft mit einer gesteigerten Zugfestigkeit einher [15]. Gleichzeitig ergeben sich wesentliche Herausforderungen aus der stark gerichteten Mikrostruktur, wie etwa Einbußen in der Duktilität [16,17] und eine ausgeprägte Anisotropie der mechanischen Eigenschaften [18,19].

Um diesen Herausforderungen zu begegnen, haben sich nachgelagerte, aus der konventionellen Fertigung abgeleitete Prozesse wie die Wärmenachbehandlung etabliert, jedoch werden die Fertigungskosten hierdurch teils signifikant gesteigert [20,21]. Indes erlaubt die additive Fertigung durch Anpassung der Fertigungsparameter (z. B. Laserleistung, Scangeschwindigkeit, Belichtungsstrategie) eine lokale Beeinflussung der Mikrostruktur und damit ebenso eine beanspruchungsorientierte Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften [14]. Es ist somit naheliegend, dieses Instrument hinsichtlich einer Duktilitätssteigerung einzusetzen.

Neben den genannten Möglichkeiten der Eigenschaftsbeeinflussung von PBF-LB/M-Bauteilen gab es in jüngster Zeit vermehrt Forschungsinitiativen zum sogenannten in-situ-Alloying [22], also dem Anpassen von Legierungssystemen während des eigentlichen Fertigungsprozesses. Im Kontext der PBF-LB/M-Fertigung bietet der pulverförmige Ausgangswerkstoff die unmittelbare Option zur Zugabe von Elementarpulvern, wodurch die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs direkt angepasst werden kann. In Kombination mit einem geeigneten Legierungssystem ist es somit ebenfalls mit diesem Ansatz möglich, die mechanischen Eigenschaften gezielt zu beeinflussen.

Gleichwohl, hauptsächlich aus Gründen einer gesteigerten Wirtschaftlichkeit, konnte in einigen Studien der Vorteil hybrider Bauteile, die zum Teil sowohl additiv als auch konventionell hergestellt werden, aufgezeigt werden [23]. Dieser Ansatz erlaubt es, synergetisch die Kosteneffizienz der

konventionellen Fertigung mit der Geometriefreiheit der AM-Technologie zu kombinieren. Als hieraus abgeleiteten Ansatz ist somit die Integration von duktileren Materialien in kritischen Bereichen des Bauteils realisierbar, um somit den vorhandenen mechanischen Nutzen einer ‚konventionellen‘ Mikrostruktur mit dem PBF-LB/M-Prozess zu kombinieren. Dies setzt allerdings eine geometrisch einfache Form des konventionellen Bauteilbereichs voraus.

Allen bisher genannten Ansätzen ist gemein, dass diese nur einen sehr geringen Einfluss auf die verfahrensspezifische, homogen gerichtete Mikrostruktur nehmen. Jedoch wäre eine möglichst heterogene/multidirektionale Mikrostruktur zur Begünstigung isotroper mechanischer Eigenschaften vorteilhaft. Um der aus den hohen Abkühlgradienten resultierenden mikrostrukturellen Anisotropie entgegenzuwirken, könnte die Fertigungstemperatur durch Vorheizen der Bauplattform angehoben werden. Allerdings erlauben die meisten kommerziell erhältlichen PBF-LB/M-Anlagensysteme nur eine Vorheizung auf 200 °C, wodurch der Abkühlgradient nur bedingt reduziert wird [24,25]. Eine weitere Möglichkeit zur Beeinflussung der Mikrostruktur besteht in der Zugabe von Keimbildnern. Allerdings gilt es hierbei, die Wechselwirkung der Keimbildner mit der Matrix sowie deren Einfluss auf die Feststofflöslichkeit und das Ausscheidungsverhalten anderer Elemente in der Legierung zu berücksichtigen. Daher hängen diese Ansätze oft stark vom verwendeten Materialsystem ab. Eine materialsystemunabhängige Möglichkeit besteht in der Ultraschallanregung der Metallschmelze. Bei diesem Ansatz handelt es sich um ein Verfahren zur Verfeinerung der Mikrostruktur, dessen Ursprung in der konventionellen Gießereitechnik liegt. Bei der Übertragung auf den PBF-LB/M-Prozess ergeben sich durch die Ultraschallanregung neue Herausforderungen wie beispielsweise Pulverbewegung im Fertigungsbereich, die hohen Abkühlgradienten oder die im Vergleich zur Gusstechnik sehr geringen Schmelzbadvolumina.

Ziel der vorliegenden Dissertationsschrift ist daher die Evaluation von Strategien zur Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften von PBF-LB/M-Bauteilen. Vornehmlich sollen die Steigerung der Duktilität und die Reduzierung der mechanischen Anisotropie vor dem Hintergrund einer möglichen nachgelagerten Umformung nach dem Ansatz der AM-Umform-Route fokussiert werden.

2. Stand der Wissenschaft und Technik

2.1. Grundlagen der additiven Fertigung

Im Folgenden werden die relevanten Grundlagen zum Thema additive Fertigung dargestellt. Für eine detaillierte Beschreibung empfiehlt sich [11,26].

Die additive Fertigung wird definiert als ein „Prozess des Verbindens von Werkstoffen, um Bauteile aus 3D-Modelldaten, im Gegensatz zu subtraktiven und umformenden Fertigungsmethoden üblicherweise Schicht für Schicht, herzustellen“ [11]. Da die Fertigung auf dem Schichtbauprinzip basiert, können geometrisch komplexe Formen erzeugt werden, die mit konventionellen Verfahren nicht oder nur mit einem stark erhöhten Aufwand gefertigt werden können. Beispiele hierfür sind komplexe innenliegende Kühlkanäle und Hinterschneidungen [27]. Darüber hinaus können Baugruppen in zusammengesetzter Form gefertigt werden [26], wodurch eine Berücksichtigung der montagegerechten Fertigung von Bauteilen nicht zwangsläufig notwendig ist. Im Gegensatz zu vielen konventionellen Verfahren wird in der additiven Fertigung ein Großteil der mechanischen Bauteileigenschaften erst während des Bauprozesses bestimmt. Dementsprechend gibt es verschiedene Einflussfaktoren, die auf die Bauteilqualität wirken. Darüber hinaus hat die Schichtbauweise bzw. der zyklische Fertigungsprozess neben dem Treppenstufeneffekt ebenfalls zur Folge, dass die Bauteile anisotrope Eigenschaften aufweisen. Dies bedeutet, dass die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Bauteile richtungsabhängige Unterschiede zeigen. Zur Verarbeitung der verschiedenen Werkstoffe müssen spezifisch angepasste Belichtungsparameter verwendet werden, durch die die Herstellung eines qualitativ hochwertigen Bauteils sichergestellt wird. Bei Werkstoffen, die direkt von den Maschinenherstellern geliefert werden, sind diese Parameter häufig bereits festgelegt. Werden hingegen neuartige Werkstoffe und Versuchslegierungen eingesetzt, ist eine umfassende Qualifizierung notwendig, um ein geeignetes Parameterfenster zu entwickeln. [1]

Die Technologie der additiven Fertigungsverfahren beinhaltet eine große Verfahrensvielfalt. Die Verfahren arbeiten dabei nach unterschiedlichen Bindungsmechanismen und Schichtauftragsverfahren, und es können Bauteile bzw. Produkte aus unterschiedlichsten Materialien mit variierenden mechanischen, optischen und thermischen Eigenschaften für unterschiedlichste Anwendungszwecke hergestellt werden. Für diese Arbeit ist das PBF-LB/M-Verfahren zur additiven Herstellung von Metallbauteilen aus dem Pulverbett relevant und wird daher im Folgenden genauer beschrieben.

2.2. Grundlagen des PBF-LB/M-Prozesses

Ein sowohl im akademischen als auch im industriellen Kontext schnell wachsender Bereich der additiven Fertigung ist das PBF-LB/M-Verfahren [28–32]. Der Prozess wird nachstehend grundlegend dargestellt, für eine eingehende Beschreibung des Prozesses empfiehlt sich [33–37].

Im PBF-LB/M-Prozess wird das Metallpulver vollständig aufgeschmolzen. Dadurch können Bauteile mit relativen Dichten bis zu 99,9 % gefertigt werden, die vergleichbare mechanische Eigenschaften zu konventionell gefertigten Bauteilen aufweisen [38,39]. Die Palette an metallischen Werkstoffen, die zur Verarbeitung im Laser-Strahlschmelzen geeignet oder sogar bereits in der Industrie etabliert sind, wächst stetig [38]. Grundsätzlich kommen alle schweißbaren Metalle für diesen Einsatz in Frage. Zu den Werkstoffen die am häufigsten eingesetzt werden, zählen u. a. Titan-Legierungen wie 3.7165 (Ti6Al4V), Edelstähle wie der 1.4404 (316L) oder 1.4542 (17-4PH), Aluminium-Legierungen wie 3.2381 (AlSi10Mg) sowie die Nickelbasis-Legierungen 2.4668 (Inconel 718) oder 2.4665 (Hastelloy X) [40–42].

Nach VDI 3405 wird der PBF-LB/M-Prozess als ein mit dem Laser-Sintern von Kunststoffen (PBF-LB/P) eng verwandter Prozess zur Herstellung von Metallbauteilen bei vollständigem Aufschmelzen des Materials (Schweißen) definiert [43]. Diese enge Verwandtschaft zeigt sich insbesondere im Prozessablauf.

2.2.1. Prozessablauf

In Bild 2-1 ist der grundlegende PBF-LB/m-Prozess schematisch dargestellt. Die Verbindung der Schichten entsteht durch das lokale Aufschmelzen pulverförmigen Materials durch den Energieeintrag eines Lasers und das anschließende Verschmelzen bzw. Verschweißen während der Erstarrung. Die Bauplattform befindet sich in einem abgeschlossenen Bauraum, der evakuiert oder mit Schutzgas gefüllt wird, um die entstehende Metallschmelze vor Oxidation zu schützen. Je nach Anwendungsfall wird die Bauplattform beheizt, um Eigenspannungen im Bauteil zu verringern und den damit einhergehenden Verzug sowie die Rissanfälligkeit zu reduzieren. Bei der Verarbeitung von Metallpulvern werden außerdem Stützkonstruktionen (Supports) zur Ableitung der Prozesswärme und zur Kompensierung von Eigenspannungen verwendet [44]. Das pulverförmige Ausgangsmaterial wird im ersten Schritt in einer dünnen Schicht, zwischen 20 µm und 100 µm, auf die Bauplattform aufgetragen (Beschichten) [45,46]. Im nächsten Schritt wird die Pulverschicht im Bereich des Bauteilquerschnitts mittels eines Lasers aufgeschmolzen (Belichten). Das umliegende Material bleibt dabei lose. Nachdem eine Schicht verschmolzen wurde, wird die Bauplattform um eine Schichtdicke abgesenkt (Absenken), bevor im Anschluss eine neue Pulverschicht aufgetragen wird. Die neue Schicht wird ebenfalls im Bereich des Bauteilquerschnitts aufgeschmolzen. Dieser Prozess wird so oft wiederholt, bis das Bauteil fertiggestellt ist. Im Anschluss kann das Bauteil aus dem Bauraum entnommen und von Pulverresten befreit werden. Anschließend finden, falls notwendig, Nachbearbeitungsschritte statt. [1]

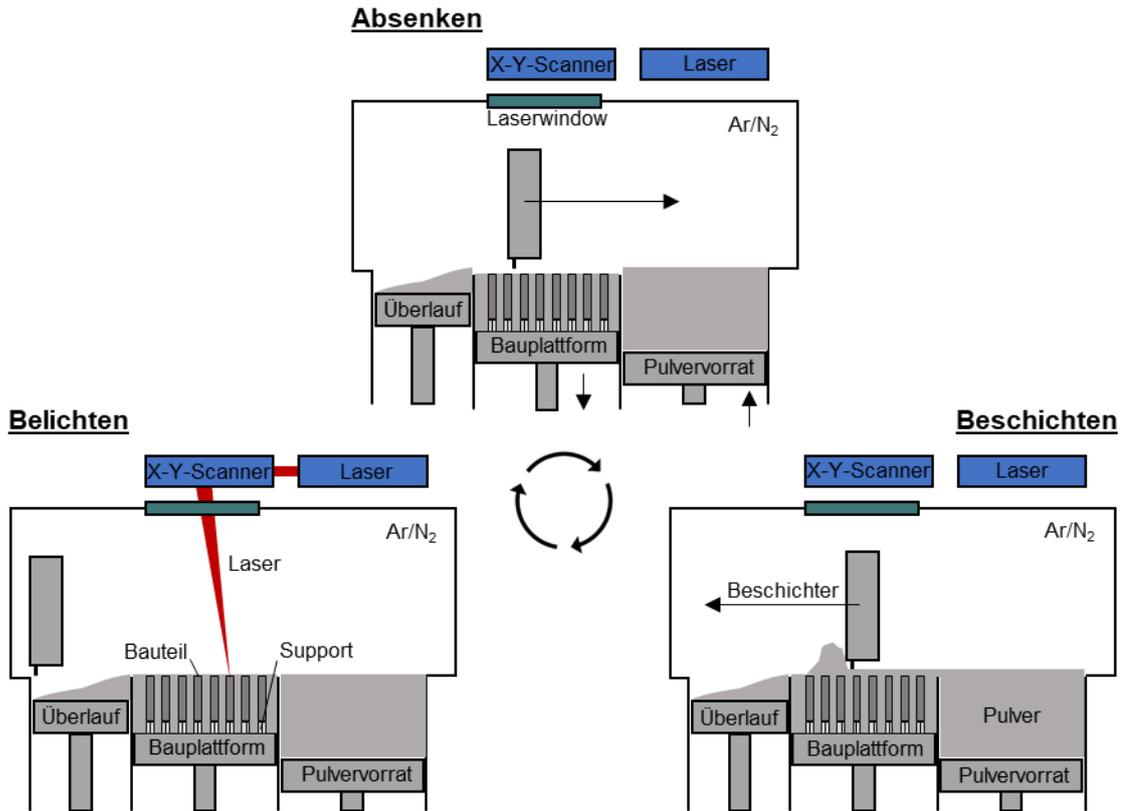


Bild 2-1: Schematische Darstellung der sich bis zum vollständigen Aufbau des Bauteils wiederholenden drei Schritte Beschichten, Belichten und Absenken des PBF-LB/M-Prozesses.

2.2.2. Prozessparameter

Die unterschiedlichen Parameter des PBF-LB/M-Prozesses beeinflussen sich gegenseitig. So steigt die erforderliche Laserleistung mit dem Schmelzpunkt des verwendeten Werkstoffs und hängt darüber hinaus von den Absorptionseigenschaften des Pulverbettes ab, das wiederum werkstoff-, partikelform-, partikelgrößen- und packungsdichtenabhängig ist.

Einen entscheidenden Einfluss bei der Verarbeitung im PBF-LB/M-Prozess hat die in das Pulver eingebrachte Energiemenge. Zur Definition dieser Energiemenge stehen im PBF-LB/M-Prozess verschiedene Parameter zur Verfügung, die in Bild 2-2 dargestellt sind.

Die Laserleistung P_L stellt die vom Laser bereitgestellte Energie pro Zeit dar. Um ein vollständiges Aufschmelzen des Pulvers sowie einen ausreichenden Schicht- und Spurverbund sicherzustellen, muss die Laserleistung entsprechend qualifiziert werden. Zum Beispiel kann ein übermäßiger Energieeintrag durch eine vergleichsweise hohe Laserleistung eine Abnahme der Dichte verursachen, die auf den Keyhole-Effekt zurückgeführt werden kann. Dieser beschreibt die Bildung von vergleichsweise tiefen und V-förmigen Schmelzbädern mit einer Dampfkapillare (Keyhole) im Zentrum. Der Zusammenbruch der Dampfkapillare während der Abkühlung kann zur Bildung von gasgefüllten Hohlräumen führen. Die Gase bzw. Dämpfe werden im Schmelzbad eingeschlossen und bilden sphärische Poren. [47–49]

Die Geschwindigkeit des Laserstrahlfokus wird mit der Scangeschwindigkeit v_s ausgedrückt. Um eine minimale Fertigungszeit zu erzielen, sollte eine vergleichsweise hohe Scangeschwindigkeit gewählt werden. Allerdings wird die Scangeschwindigkeit durch die physikalischen Eigenschaften des Pulvers wie der thermischen Leitfähigkeit oder das Absorptionsvermögen beschränkt. Hohe Scangeschwindigkeiten, die die Wärmeflussgeschwindigkeit im Pulver übertreffen, führen zu Schmelzbadinstabilitäten und somit zu diskontinuierlichen Schweißbahnen. Zusätzlich darf die Scangeschwindigkeit die Geschwindigkeit der Schmelze nicht überschreiten. Die aufgeschmolzenen Pulverkörner benötigen etwa 5 bis 35 ms, um zusammenzufließen. [50]

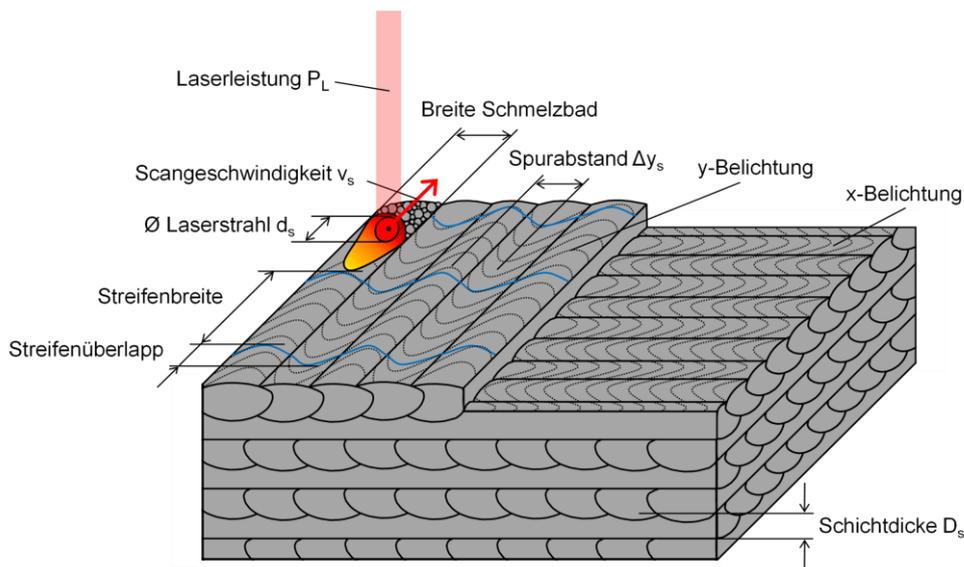


Bild 2-2: Darstellung der zur Verfügung stehenden Prozessparameter des PBF-LB/M-Prozesses aus [36].

Diese Energiemenge wird in der Literatur im Allgemeinen als Volumenenergiedichte (E_V) beschrieben. Die E_V wird über die folgende Gleichung berechnet:

$$E_V = \frac{P_L}{v_s \times h_s \times l_z} \left[\frac{J}{\text{mm}^3} \right] \quad (2-1)$$

Hierbei gilt:

- E_V Volumenenergiedichte in J/mm^3
- P_L Laserleistung in W
- v_s Scangeschwindigkeit in mm/s
- h_s Hatch in mm
- l_z Schichtdicke in mm [51]

Somit gibt E_V darüber Aufschluss, wieviel Energie pro Volumen in das Pulver eingebracht wird. Die Allgemeingültigkeit dieser Formel ist dabei durchaus umstritten, da es sich bei der E_V um eine thermodynamische Größe handelt, die komplexe physikalische Vorgänge wie die resultierenden Schmelzbaddynamiken, die durch die Prozessparameter beeinflusst werden, nicht abbildet [52]. Dennoch hat sich diese Größe als qualitativer Vergleich des Energieeintrags etabliert [53–55].

Ferner stellt die Belichtungsstrategie einen wesentlichen Bestandteil der PBF-LB/M-Fertigung dar. Es setzt sich aus der Kontur und dem Hatch zusammen. Der Hatch beschreibt das Muster, mit dem der Bauteilquerschnitt verfestigt wird, wohingegen das Abfahren der Bauteilkontur als Konturbelichtung bezeichnet wird. [56]

Die Konturbelichtung bestimmt die Oberflächengüte und kann entweder vor oder nach dem Hatch stattfinden. Im Vergleich zur Konturbelichtung ist beim Hatch eine breitere Modifikation der Geometrieparameter möglich. Bei laserstrahlbasierten Verfahren wie dem PBF-LB/M-Prozess wird der Querschnitt aufgrund der Massenträgheit der Scannerspiegel hauptsächlich mit parallelen Linien gefüllt. Parallele Linien können im Gegensatz zu komplexen Mustern mit höheren Geschwindigkeiten abgefahren werden. Bei laserstrahlbasierten Verfahren erfolgt die Unterteilung des Bauteilquerschnitts in Teilbereiche (Streifen oder Quadrate). Die Füllung dieser Teilbereiche kann durch Fülllinien parallel zur x- bzw. y-Achse erfolgen. Jedoch können die Fülllinien auch um einen bestimmten Winkel zu den Achsen versetzt sein. [56]

Lange Scanlinien resultieren in hohen Eigenspannungen innerhalb des Bauteils. Die Streifenbelichtung wirkt dem entgegen, indem die Querschnittsfläche in gleich breite Streifen unterteilt wird (Bild 2-3). Es besteht ebenfalls die Möglichkeit, den Bauteilquerschnitt in quadratische Teilbereiche zu unterteilen. Die quadratischen Teilbereiche werden durch parallele Fülllinien abwechselnd in x- und y-Richtung verfestigt, wodurch ein Schachbrettmuster entsteht. [56]

Die Belichtungsreihenfolge kann dabei fest oder zufällig sein. Zur Minimierung der Eigenspannungen und des Verzugs werden die benachbarten Bereiche nicht unmittelbar nacheinander belichtet. Weitere Möglichkeiten zur Füllung der Querschnittsfläche sind äquidistante Konturlinien oder eine Spirale. Die konturparallelen Linien ermöglichen die Herstellung von Bauteilen mit hoher Oberflächenqualität. Allerdings sind beide Scanmuster nur bedingt geeignet, da sie eine Fehlstelle in der Mitte der Fläche hinterlassen und hohe Eigenspannungen sowie Verzug hervorrufen. Ein Wechsel der Scanrichtung nach jeder Bauteilschicht verhindert eine Verstärkung der Eigenspannungen und führt zu einem Ausgleich vorhandener Eigenspannungen. Außerdem werden die Eigenspannungen durch die Erwärmung der aktuellen Schicht zum Teil aufgehoben und erneut erzeugt. Erfolgt keine Einteilung der Querschnittsfläche in Teilbereiche und kein Wechsel der Scanrichtung, so sind die Eigenspannungen im Bauteil maximal. [50]

Um Eigenspannungen möglichst gleichmäßig zu verteilen, können die Bauteilschichten bspw. abwechselnd in x- und y-Richtung belichtet werden (alternierende Belichtung). Zudem besteht die Möglichkeit, jede Schicht sowohl in x- als auch in y-Richtung zu belichten (xy-Hatch). Die doppelte Schichtbelichtung ermöglicht eine bessere Verdichtung des Werkstoffs. Weiterhin kann der Balling-Effekt durch das erneute Aufschmelzen vermindert werden [56,57].

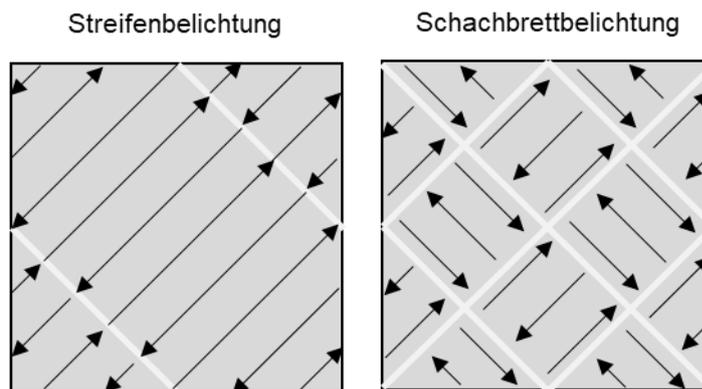


Bild 2-3: Schematische Darstellung der Belichtungsstrategien Streifen- und Schachbrettbelichtung mit Unterteilung des Querschnitts in Teilbereiche.

2.2.3. Besonderheiten und Herausforderungen des PBF-LB/M-Prozesses

Im PBF-LB/M-Prozess liegt die Herausforderung darin, für jedes Material das geeignete Prozessfenster zu finden, in dem unter anderem die Absorption, Oberflächenspannung und Viskosität des aufgeschmolzenen Materials berücksichtigt werden [35]. Hohe Temperaturgradienten von $\sim 10^6$ K/s verursachen zudem thermisch bedingte Eigenspannungen [40,58,59]. Ungeeignete Prozessparameter können dazu führen, dass Materialfehler während des Bauprozesses entstehen oder unzureichende Materialeigenschaften erzielt werden [60]. Wie bei konventionellen Fertigungsverfahren sind die hier kritischen Materialattribute die Dichte, Festigkeit, Härte, Oberflächengüte, Maßhaltigkeit, das Eigenspannungsverhalten, die Rissfreiheit sowie die Gefügehomoogenität der so gefertigten Bauteile [43].

Die Kontrolle des Schmelzbades bzw. dessen Dimensionierung ist bei der PBF-LB/M-Fertigung von großer Bedeutung. Hier kommt es darauf an, dass das Schmelzbad einen schmelzmetallurgischen Verbund zwischen dem bereits erstarrten Material der darunterliegenden Schicht, aber gleichzeitig auch der daneben liegenden Schmelzbahn sicherstellt. Sowohl Materialeigenschaften als auch Prozessparameter haben einen Einfluss auf die Ausprägung des Schmelzbades und die entstehenden Temperaturgradienten. Verunreinigungen auf der zu benetzenden Schicht können eine Verbindung der Schichten erschweren oder sogar verhindern. Solche Verunreinigungen können beispielsweise aus Oxidschichten bestehen. [34]

Temperaturgradienten innerhalb des Schmelzbades nehmen Einfluss auf die Qualität der Schichtverbindung und Oberflächenbeschaffenheit. Diese Temperaturgradienten lösen Strömungen innerhalb des Schmelzbades aus, die als Marangoni-Strömung bezeichnet werden [34,61]. Die Marangoni-Strömung wird durch den Oberflächenspannungsgradienten $d\gamma_{surface}$ angetrieben, der sich aus dem Temperaturunterschied dT im Schmelzbad ergibt. Die Strömungen fließen für ein Verhältnis von $\frac{d\gamma_{surface}}{dT} < 0$ in radialer Richtung nach außen, da sich die Spitzentemperatur an der Schmelzbadoberfläche befindet (Bild 2-4) [62]. Ein erhöhter Temperaturunterschied führt innerhalb des Schmelzbades ebenfalls zu einer Verstärkung der Marangoni-Strömungen [63]. Diese entstehenden Strömungsgeschwindigkeiten können die resultierende chemische Homogenität des Schmelzbades beeinflussen [64].

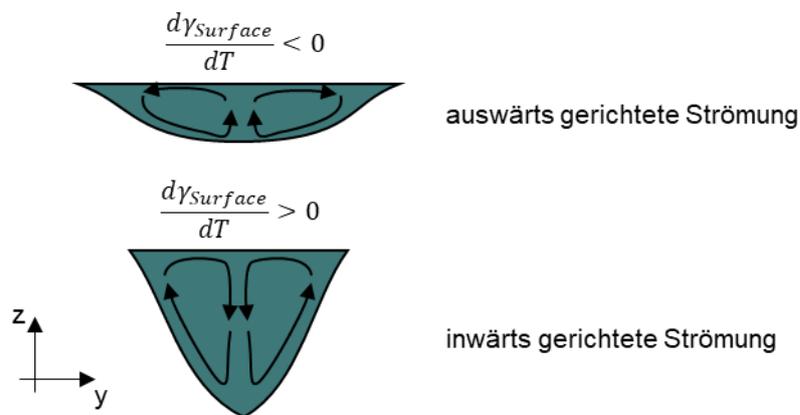


Bild 2-4: Schematische Darstellung der resultierenden Marangoni-Strömung als auswärts und inwärts gerichtete Strömungen nach [62].

Weiterhin kann ein übermäßiger Energieeintrag zum Auftreten des Keyhole-Effekts führen. Der Keyhole-Effekt beschreibt die Bildung von vergleichsweise tiefen und V-förmigen Schmelzbädern mit einer Dampfkapillare (Keyhole) im Zentrum. Der Zusammenbruch der Dampfkapillare während der Abkühlung kann die Bildung gasgefüllter Hohlräume zur Folge haben (Bild 2-5a). Die Gase bzw. Dämpfe werden im Schmelzbad eingeschlossen und bilden sphärische Poren [47–49]. Weiterhin resultiert die Dampfkapillare in einer Verschiebung der Spitzentemperatur hin zum Schmelzbadgrund. Hieraus ergibt sich ein Verhältnis von $\frac{d\gamma_{surface}}{dT} > 0$ und somit eine inwärts gerichtete Strömung im Schmelzbad (Bild 2-4).

Eine andere Form der Instabilität innerhalb eines Schmelzbades rührt von der Form der Schmelze. So kann eine lange und dünne Schmelzbahn zur Entstehung von Balling führen [34,65]. Dieser Effekt wird als Plateau-Rayleigh-Instabilität bezeichnet. Seine Entstehung wird bei Länge-zu-Durchmesser-Verhältnissen größer π beobachtet. Diese Verhältnisse entstehen beispielsweise bei zu hohen Scangeschwindigkeiten während der Fertigung einzelner Scanlinien. Dementsprechend kann der Effekt unter anderem durch eine Reduzierung der Scangeschwindigkeit vermieden werden. [34]

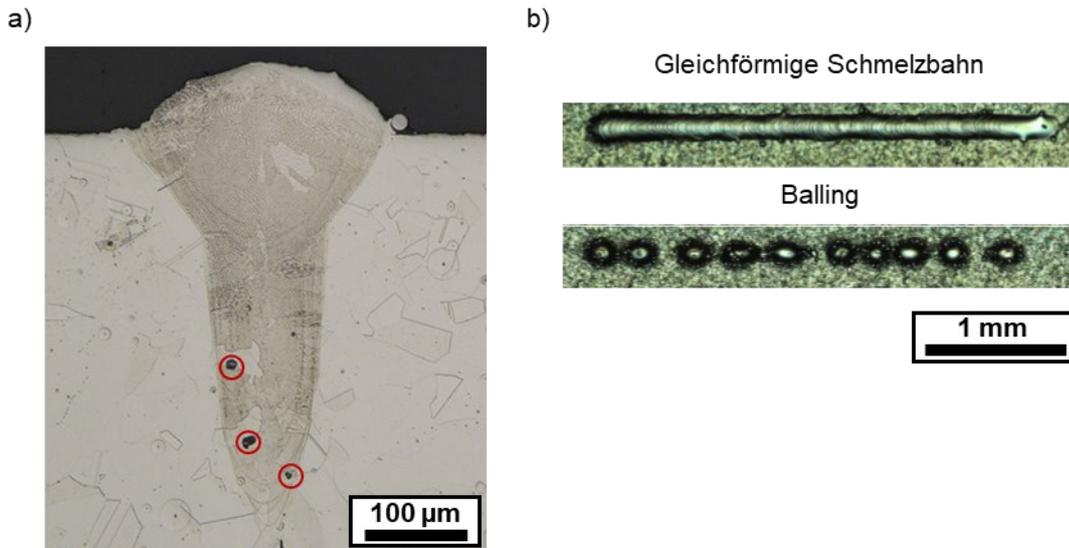


Bild 2-5: Darstellung von Keyhole-Poren (rote Markierungen) in a) [48] und Vergleich einer gleichförmigen Schmelzbahn und dem Balling in b) [52].

Die hohe Abkühlrate des Prozesses und die zyklische Wiederaufwärmung des Werkstoffs ermöglichen die Entstehung anderer Mikrostrukturen als bei Bauteilen aus konventionellen Fertigungsrouten. Darüber hinaus erlaubt der PBF-LB/M-Prozess eine gezielte Beeinflussung der Mikrostruktur und damit der mechanischen Eigenschaften. [66–69]

Im folgenden Kapitel wird daher die Mikrostruktur von PBF-LB/M-Bauteilen näher beschrieben.

2.3. Mikrostruktur von PBF-LB/M-Bauteilen

Die vergleichsweise kleine Schmelzbadgröße und die hohen Abkühlungsgeschwindigkeiten definieren die Mikrostruktur von PBF-LB/M-Bauteilen. Wichtige Erstarrungsfaktoren sind der Temperaturgradient (G), die Wachstumsrate (R), die Unterkühlung der flüssigen Phase und die Legierungszusammensetzung. G und R variieren dabei entlang der Schmelzbadgrenzen (Bild 2-6). Für das Schmelzbad beim PBF-LB/M-Prozess ist G während des Aufschmelzens immer positiv, da stetig Wärme ins Schmelzbad eingebracht wird. Legierungen haben anders als Reinelemente einen Erstarrungsbereich und keinen eindeutigen Schmelzpunkt. Dies führt zu einem Gradienten in der effektiven Liquidus- und Solidustemperatur, was in der sog. konstitutionellen Unterkühlung resultiert [70]. Diese konstitutionelle Unterkühlung kann wiederum eine zellulär-dendritische Erstarrung zur Folge haben, da die planare Front destabilisiert wird [71]. [40]

Bei planarer Erstarrung wachsen die Körner bevorzugt in Richtung des Wärmestroms, bekannt als kompetitives Wachstum. Bei zellulär-dendritischer Erstarrung wachsen die Zellen entlang der einfachsten Wachstumsrichtung, die nicht unbedingt mit dem maximalen Wärmestrom übereinstimmen muss.

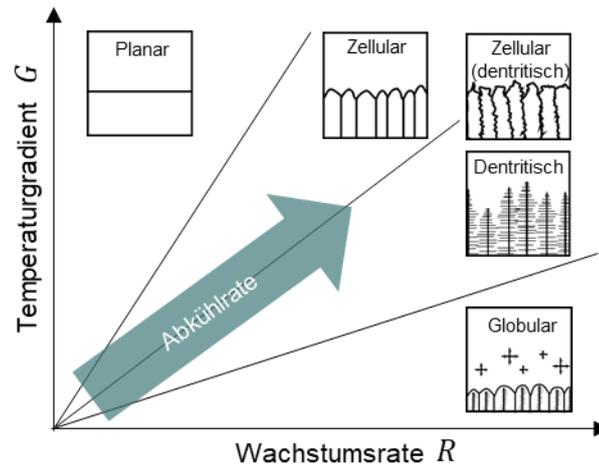


Bild 2-6: Schematische Darstellung des Zusammenhangs von Temperaturgradient G und Wachstumsrate R auf die resultierende Mikrostruktur.

Für PBF-LB/M-Bauteile sind zwei unterschiedliche, werkstoffabhängige Mikrostrukturen bekannt, die in zellular-dendritische und kolumnare Kategorien unterteilt werden. Hauptvertreter der kolumnaren Mikrostruktur ist 3.7165 (Ti6Al4V) [40,72]. Die meisten im PBF-LB/M etablierten Werkstoffe erstarren zellulär-dendritisch. Diese Strukturen zeigen eine stark gerichtete Textur in der Aufbaurichtung, die jedoch schwächer als bei kolumnaren Mikrostrukturen ist (Bild 2-7) [73]. Die bereits erwähnten hohen Abkühlungsraten des PBF-LB/M-Prozesses verursachen feine Mikrostrukturen [74]. Die Textur kann durch Variation des Scanmusters zwischen den Schichten manipuliert werden, indem die Bedingungen für das konkurrierende Wachstum geändert werden [40].

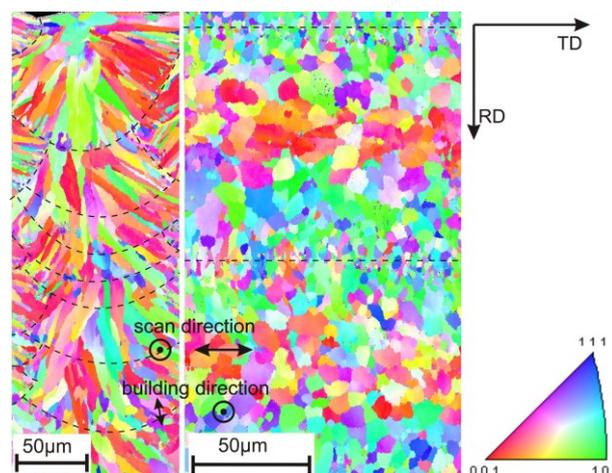


Bild 2-7: EBSD Mapping einer AlSi10Mg-Legierung parallel zur Aufbaurichtung (links) und quer zur Aufbaurichtung (rechts) aus [75].

Die im PBF-LB/-Prozess hervorgerufene Mikrostruktur resultiert in mechanischen Eigenschaften, die teilweise vom mechanischen Verhalten konventionell hergestellter Bauteile abweichen.

Aufgrund der Abweichung sind bekannte Versagensprognosen nur eingeschränkt übertragbar oder Bauteile erfordern umfangreiche Prüfungen bis zur endgültigen Abnahme.

Im nachstehenden Kapitel wird daher das mechanische Verhalten von PBF-LB/M-Bauteilen näher beschrieben.

2.4. Mechanische Eigenschaften und Anisotropie von PBF-LB/M-Bauteilen

Im Folgenden soll ein Überblick über die mechanischen Eigenschaften additiv hergestellter PBF-LB/M-Bauteile gegeben werden. Wie im vorangegangenen Kapitel beschrieben, verfügen PBF-LB/M-Bauteile u. a. aufgrund der höheren Abkühlraten über eine feinere Mikrostruktur bzw. eng aneinander liegende Dendriten als Bauteile, die über konventionelle Fertigungsrouten hergestellt wurden.

Die klassische Hall-Petch-Korngrößenverfestigung [76] beschreibt die Beziehung zwischen der Streckgrenze σ_y eines Materials und dem durchschnittlichen Korndurchmesser D_{GB} mit [77]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_1 D_{GB}^{-1/2}, \quad (2-2)$$

wobei σ_0 die Startspannung für Versetzungsbewegungen und k_1 der Korngrenzwiderstand ist. Beide Faktoren sind werkstoffabhängige Konstanten. Somit steigt die Streckgrenze mit abnehmendem Korndurchmesser an. Dies ist der Grund, weshalb PBF-LB/M-Bauteile im Allgemeinen höhere Festigkeiten (Zugfestigkeit, Streckgrenze) erzielen, als Bauteile, die durch einen konventionellen Fertigungsprozess und somit eine gröbere Mikrostruktur hergestellt wurden. Die erhöhte Festigkeit von PBF-LB/M-Bauteilen korreliert allerdings mit einer Abnahme der Duktilität der Bauteile [18,78–80]. Mit verringerter Korngröße steigt der Widerstand, der durch die Korngrenzen auf die Versetzungsbewegungen, die bei Raumtemperatur als Hauptüberträger der plastischen Verformung dienen, ausgeübt wird [81]. Hierdurch kann der Werkstoff mit steigender Korngrenzendichte weniger gleiten, was eine reduzierte Duktilität im Zugversuch nach sich zieht [82]. Weiterhin ist aus der Literatur ebenfalls bekannt, dass der Hall-Petch-Ansatz eine zu allgemeine Beschreibung darstellt und die Gefügestruktur, wie z. B. das Verhältnis von Klein-, Mittel- und Großwinkelkorngrenzen (LAGB, MAGB und HAGB; engl. low, medium, high angle grain boundaries), ebenfalls von Bedeutung sein kann [77,83].

Das hiermit zusammenhängende Charakteristikum von PBF-LB/M-Bauteilen ist die mechanische Anisotropie.

Zur Klassifizierung der mechanischen Anisotropie Δ_{xz} hat sich folgende Formel nach [84] etabliert:

$$\Delta_{xz} = \left| \frac{k_x - k_z}{k_x} \right| \times 100 \% \quad (2-3)$$

Dabei beschreibt k_x den jeweiligen mechanischen Kennwert in horizontaler Ausrichtung und k_z den jeweiligen mechanischen Kennwert in vertikaler Ausrichtung.

In der Regel weisen Zugproben, die horizontal (x-y-Richtung) aufgebaut wurden, eine höhere Festigkeit auf als Proben, die vertikal (z-Richtung) aufgebaut wurden. Wie aus Bild 2-8 ersichtlich wird, ist die Zugachse bei horizontalen Proben orthogonal zum langgezogenen Körner bzw. zu deren Korngrenzen. Im Gegensatz dazu verlaufen die Korngrenzen der vertikalen Proben parallel zur Zugachse. Folglich sind die mittlere effektive Korngröße und der mittlere freie Weg für die Versetzungsbewegung zwischen horizontalen und vertikalen Proben unterschiedlich. Dies hat zur Folge, dass bei den horizontalen Proben eine insgesamt höhere Streckgrenze als bei vertikalen Proben beobachtet wird, da die Versetzungsbewegung stärker behindert wird. [85]

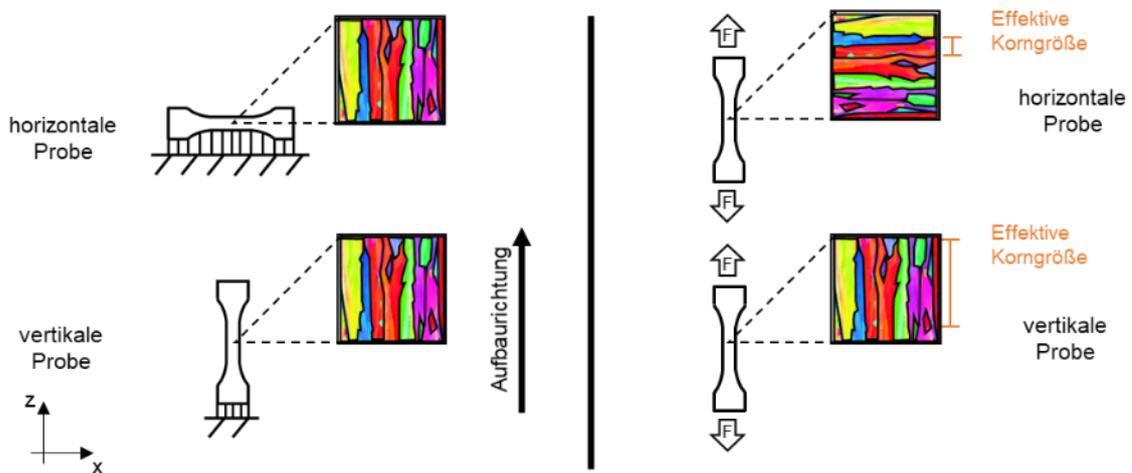


Bild 2-8: Vergleich der Kornorientierung und effektiven Korngröße von horizontalen und vertikalen Zugproben während der PBF-LB/M-Fertigung und des Zugversuchs.

Ferner führen u. a. Kong et al. [86] an, dass die Anisotropie auf die unterschiedliche Wärmeableitung während des PBF-LB/M-Aufbaus zurückzuführen ist, was zu unterschiedlichen Gefügeeigenschaften führen kann. Aufgrund der Nähe zur Bauplattform, die als Wärmesenke dient, steigen die Abkühlgradienten und die Korngröße sinkt im Vergleich zu vertikalen Proben, die einen (in Teilen) größeren Abstand zur Bauplattform haben. Die hieraus resultierenden unterschiedlichen Abkühlgradienten sollen wiederum der Grund für die Varianz der mechanischen Eigenschaften sein. [86]

Neben den genannten möglichen Ursachen benennen Shifeng et al. [87] den unterschiedlichen Anteil von Spur-Spur-Grenzen und Schicht-Schicht-Grenzen als Erklärung für die richtungsabhängige Duktilität von PBF-LB/M-Bauteilen. Durch den Überlapp von Schweißbahnen und von Schichten ergeben sich Schmelzbadgrenzen. Durch das Zusammentreffen von Schweißbahnen und Schichten entstehen Schmelzbahngrenzen, die in Schicht-Schicht- und Spur-Spur-Grenzen unterteilt werden können. Laut Shifeng et al. findet das Gleiten bei horizontalen Proben hauptsächlich entlang der Spur-Spur-Grenzen statt, während bei vertikalen Proben das

Gleiten entlang der Gleitflächen sowohl der Spur-Spur-Grenzen als auch der Schicht-Schicht-Grenzen erfolgt (Bild 2-9).

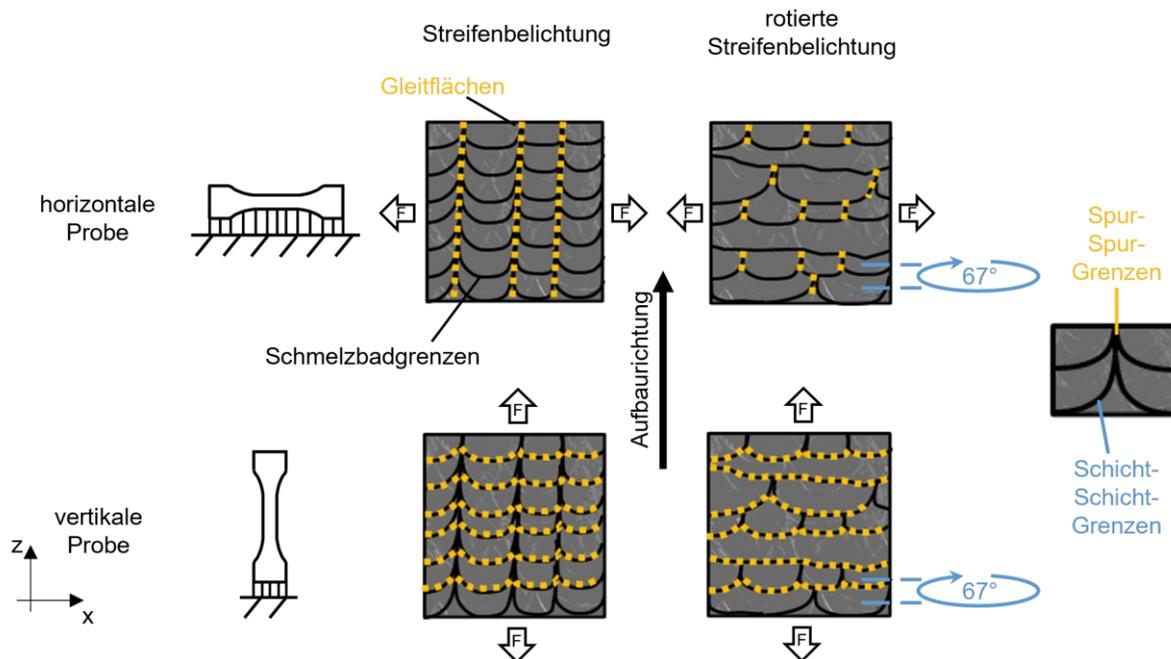


Bild 2-9: Schematische Darstellung des Einflusses der Schicht-Schicht- und der Spur-Spur-Grenzen auf die Rissbildung während des Zugversuchs laut [87].

Die Abstände zwischen den Gleitflächen der Schicht-Schicht-Grenzen sind kleiner als die Abstände zwischen den Gleitflächen der Spur-Spur-Grenzen. Daher bieten vertikale Proben eine höhere Anzahl von Gleitflächen pro Längeneinheit, was zu einer verbesserten Bruchdehnung führt. [87]

Allerdings gilt dies nur bei Verwendung einer unidirektionalen Streifenbelichtung ohne schichtweise Rotation, wie Bild 2-9 verdeutlicht. Die Verwendung einer rotierten Scanstrategie verursacht bei horizontalen Proben eine andere Verteilung der Gleitebenen als bei einer unidirektionalen Belichtungsstrategie.

Ebenfalls durch die Literatur als Ursache für anisotrope mechanische Eigenschaften benannt, sind Fehlstellen wie Lack-of-Fusion-Defekte oder eine vergleichsweise hohe Porosität. Lack-of-Fusion-Defekte entstehen durch unvollständige Verschmelzungen von benachbarten Schmelzspuren, die sich nach dem Abkühlen als flache, nicht aufgeschmolzene Bereiche zeigen (Bild 2-10) [88].

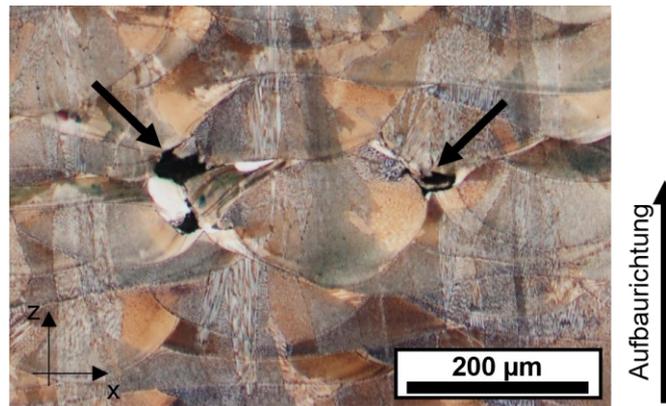


Bild 2-10: Lack-of-Fusion-Defekt bei einer im PBF-LB/M-Prozess hergestellten und geätzten Ni-Basis-Legierung.

Die unregelmäßige Form dieser Defekte führt zu Spannungskonzentrationen und erleichtert die Ausbreitung von Rissen entlang von Schicht-Schicht-Grenzen. Dies resultiert in einer geringeren Duktilität in Aufbaurichtung, wodurch insbesondere vertikal aufgebaute Proben sensibel auf Lack-of-Fusion-Defekte reagieren. Ronneberg et al. [89] belegen diesen Zusammenhang mit PBF-LB/M-Proben aus 1.4404, die Lack-of-Fusion-Defekte aufwiesen. Sie stellten fest, dass die Bruchdehnung und die Streckgrenze vertikaler Proben geringer waren als die Bruchdehnung und Streckgrenze von horizontalen. Durch eine nachgelagerte Wärmebehandlung blieb die Anisotropie der Bruchdehnung bestehen, die der Streckgrenze wurde allerdings ausgeglichen. Dies bestätigt, dass Lack-of-Fusion-Defekte einen übergeordneten Einfluss auf die Duktilität haben und hinsichtlich der resultierenden Festigkeit eine untergeordnete Rolle spielen [89]. Vergleichbare Untersuchungen wurden ebenfalls von Prasad et al. [90] durch numerische Analysen durchgeführt. Die hierbei erfolgten Simulationen demonstrieren, dass längliche Defekte eine Anisotropie der Duktilität hervorrufen und dass dieser Effekt stärker wird, wenn länglichen Poren senkrecht zur Belastungsrichtung liegen [90].

Es ist somit festzuhalten, dass die anisotropen mechanischen Eigenschaften von PBF-LB/M-Bauteilen durch Korn- und Schmelzbadgrenzen sowie von Lack-of-Fusion-Defekten verursacht werden. Grundsätzlich kann Letzteres bei Vorherrschen eines stabilen PBF-LB/M-Prozesses und geeigneter Fertigungsparameter als untergeordnet relevant betrachtet werden.

2.5. Pulverförmige Werkstoffe im Kontext des PBF-LB/M-Prozesses

Die Qualität der im PBF-LB/M-Verfahren hergestellten Bauteile wird durch die Qualität des pulverförmigen Ausgangsmaterials entscheidend mitbestimmt [91]. Im Folgenden werden Qualitätsmerkmale und Eigenschaften der Pulver beschrieben. [92–95]

2.5.1. Grundlegende Eigenschaften

Die für den PBF-LB/M-Prozess grundlegenden Eigenschaften pulverförmiger Materialien lauten wie folgt:

- Partikelform,
- Partikelgröße und Partikelgrößenverteilung,
- Fließfähigkeit,
- Schüttdichte und Packungsdichte. [91]

Eine regelmäßige sphärische Partikelform ermöglicht einen guten Materialauftrag bei der Erstellung neuer Pulverschichten. Sphärische, also annähernd runde Partikel, sorgen für gute Fließeigenschaften, was das Auftragen gleichmäßiger Pulverschichten ermöglicht. Daraus resultieren Bauteile mit hoher Dichte und mechanischen Eigenschaften. [51,91]

Partikelgröße und Partikelgrößenverteilung beeinflussen ebenfalls die Entstehung homogener Pulverschichten. So ist die minimale Schichtdicke durch die maximale Partikelgröße des Pulvers begrenzt [91]. Dementsprechend ist auch die Genauigkeit des Prozesses durch die Partikelgröße limitiert. Die Größenverteilung der Partikel im Pulver hat ebenfalls einen Einfluss auf das Auftragsverhalten und die Packungsdichte des Pulverbetts. Pulver mit einem vergleichsweise großen Partikeldurchmesser haben den Nachteil, dass sie in geringeren Oberflächengüten resultieren. Darüber hinaus neigen sie zur Entmischung, was wiederum zu einer geringeren Bauteildichte führen kann. Pulver mit einem vergleichsweise geringen Partikeldurchmesser und Pulver mit einem hohen Feinanteil ermöglichen die PBF-LB/M-Fertigung von Bauteilen mit hoher Dichte und Bauteilqualität.

Partikelform und -größe sowie Größenverteilung beeinflussen ebenfalls das Fließverhalten der Pulver. Das Fließverhalten gibt ein Maß für den benötigten Aufwand, um ein Pulver zum freien Fließen zu bringen. Weitere Einflussfaktoren sind die Oberflächenbeschaffenheit und chemische Zusammensetzung des Pulvers. [51,91,96]

Darüber hinaus wirken Randbedingungen wie die Atmosphäre, die Temperatur und die Feuchtigkeit auf die Fließfähigkeit der Pulver [91]. Diese Wechselwirkungen können durch verschiedene Bindemechanismen und interpartikuläre Haftkräfte beschrieben werden (Bild 2-11). Die Größe der abgebildeten Haftkräfte wird durch den Abstand der Pulverpartikel, die Partikelgröße und die Oberflächenrauheit der Partikel beeinflusst.

Berühren sich die Pulverpartikel oder beträgt der Abstand zwischen ihnen weniger als 1 μm , dominieren die van-der-Waals-Kräfte. Während diese Anziehungskräfte mit zunehmendem Abstand stark abnehmen, bleiben die elektrostatischen Kräfte auch bei einem Abstand von mehr als 1 μm bestehen. Die Haftkraft durch Flüssigkeitsbrücken ist sowohl bei geringem als auch bei zunehmendem Abstand der Wechselwirkungspartner vergleichsweise groß und verschwindet erst, wenn die Flüssigkeit bei einem bestimmten Verhältnis des Abstands zur Partikelgröße abreißt. [91]

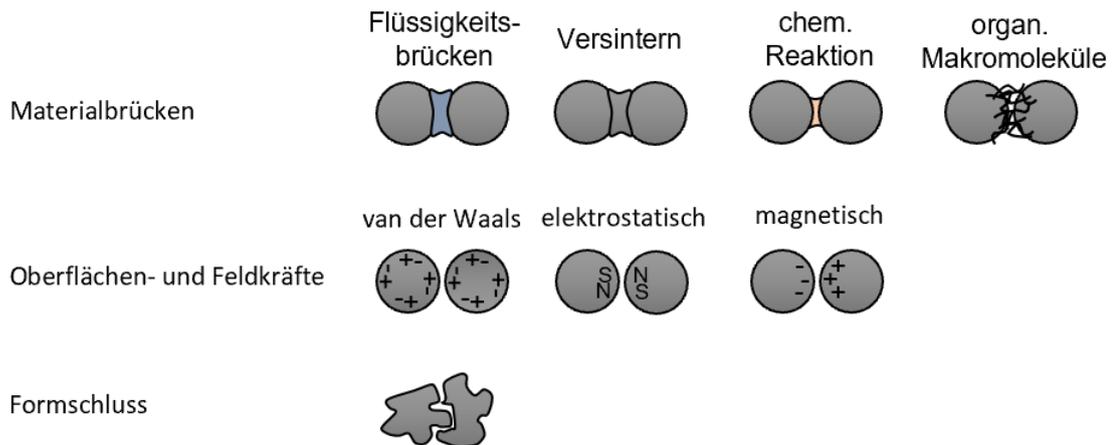


Bild 2-11: Mechanismen zur Haftung zwischen zwei Pulverpartikeln in Anlehnung an [91].

Für die Fließfähigkeit einer Pulverschüttung spielen die van-der-Waals-Kräfte sowie die Haftkräfte durch Flüssigkeitsbrücken eine dominierende Rolle, während die elektrostatischen Kräfte eher einen untergeordneten Einfluss haben [97].

Die Schüttdichte eines Pulvers wird durch die Partikelform, -größe, -größenverteilung und Oberflächenrauheit beeinflusst. Sphärische Partikel mit glatten Oberflächen führen zu einer höheren Schüttdichte als unregelmäßig geformte Partikel. In der PBF-LB/M-Fertigung liegt die relative Schüttdichte der Metallpulver zwischen 50 % und 60 %. Eine höhere Schüttdichte des Pulvers verbessert die Bauteilqualität, da sie die Dichte der hergestellten Bauteile erhöht. Pulver mit kleinen, sphärischen Partikeln und breiter Größenverteilung begünstigen eine hohe Packungsdichte, während größere und unregelmäßig geformte Partikel eine niedrige Packungsdichte verursachen. Eine hohe Packungsdichte ruft eine geringere Schwindung hervor und ermöglicht das vollständige Schmelzen der Pulverschicht bei ausreichender E_V . Eine niedrige Packungsdichte kann Porenbildung und eine geringe Bauteildichte verursachen. Dementsprechend ist die Packungsdichte entscheidend für die resultierende Bauteilqualität. [91]

2.6. Stähle im PBF-LB/M-Prozess

Innerhalb des PBF-LB/M-Verfahrens konnte bereits eine Vielzahl unterschiedlicher Stähle qualifiziert werden. Neben den am weitesten verbreiteten austenitischen Edelstählen wie beispielsweise dem 1.4404 (316L) oder dem 1.4307 (304L) wurden bereits Duplex-Stähle (SAF2705), Martensitahärtende Werkzeugstähle (1.2709), aber auch ausscheidungshärtende martensitische Edelstähle wie der 1.4542 (17-4PH) für diesen Prozess qualifiziert. [98]

Letztere kombinieren eine hohe Korrosionsbeständigkeit und mechanische Eigenschaften mit einer guten Schweißbarkeit, wodurch die ausscheidungshärtenden martensitischen Edelstähle gut für die Verarbeitung im PBF-LB/M-Prozess geeignet sind. Im Kontext der konventionellen Fertigung besitzen diese Stähle ein vollständig martensitisches Gefüge [99]. Dennoch konnten für in PBF-

LB/M-Prozess hergestellte Proben ebenfalls austenitische Phasen im as-build-Zustand festgestellt werden, was hauptsächlich durch den vorhandenen austenitstabilisierenden Nickel ermöglicht wird [100,101].

Generell kann zwischen thermisch induziertem und verformungsinduziertem Martensit unterschieden werden [102]. Thermisch induzierter Martensit bildet sich in Stahl durch einen diffusionslosen Umwandlungsprozess vom kubisch-flächenzentrierten (kfz) Austenitgitter zu einem kubisch-raumzentrierten (krz) Gitter während einer schnellen Abkühlung unterhalb der Martensitstarttemperatur M_S . Die Umwandlung stoppt, wenn die Abkühlung unterbrochen wird. Bei Erreichen der Martensitfinishtemperatur M_F bleibt der Volumenanteil des Martensits während weiterer Abkühlung konstant. [103]

Schlussendlich ist somit M_S von entscheidender Bedeutung im Zusammenhang mit der Bildung unterschiedlicher Phasen bei der Verarbeitung ausscheidungshärtender martensitischer Edelstähle. Zur Berechnung dieser werkstoffspezifischen Temperatur gibt es eine Vielzahl empirischer Formeln, allerdings erlauben laut Kund und Rayment [104] nur wenige Formeln eine ausreichende Genauigkeit bei höher legierten Stählen wie dem 1.4542. Demnach kann M_S mit folgender Formel nach Andrews berechnet werden [105]:

$$M_S [^{\circ}C] = 539 - 423(\% C) - 30,4(\% Mn) - 12,1(\% Cr) - 17,7(\% Ni) - 7,5(\% Mo) \quad (2-4)$$

Nach (2-4) ergibt sich somit eine M_S von 229 °C für 1.4542. Tatsächlich geht aus Untersuchungen von Hsiao et al. [99] dennoch eine deutlich geringere M_S von ca. 105 °C hervor, die die Autoren auf die gesteigerte Stabilität des Austenits zurückführen, da die Zugabe von Cu in der Gleichung nach Andrews nicht berücksichtigt wird.

In der Literatur existieren verschiedene Erklärungsansätze für die unterschiedlichen Phasenanteile der hergestellten Proben.

Zum einen wird häufig die Schutzgasatmosphäre während der PBF-LB/M-Fertigung als eine mögliche Ursache aufgeführt [106,107]. Ein Erklärungsansatz könnte die höhere Wärmeleitfähigkeit von Stickstoff im Vergleich zu Argon sein. Ferner könnte eine Diffusion von Stickstoff in den Werkstoff erfolgen und durch die bereits erwähnte, austenitstabilisierende Wirkung von Stickstoff eine Beeinflussung des Gefüges stattfinden. [98]

Neben der Schutzgasatmosphäre haben die lokal herrschenden Temperaturgradienten einen Einfluss auf die Phasenanteile des Gefüges [98]. Dabei ermöglicht der PBF-LB/M-Prozess durch gezielte Anpassung der Prozessparameter eine Beeinflussung der Temperaturgradienten, wie u. a. von Bertoli et al. [58] an einer Stahllegierung nachgewiesen wurde. Die Abkühlrate bei der PBF-LB/M-Fertigung kann durch die Schmelzbadausbildung beeinflusst werden. Entscheidend ist dabei das Verhältnis zwischen Schmelzbadvolumen und Schmelzbadoberfläche [108]. Da die

Wärmeleitung aus dem Schmelzbad heraus nur über die Oberfläche erfolgen kann, ergeben sich für Parameterkombinationen, die große Schmelzbäder erzeugen, tendenziell eher geringe Abkühlraten im Vergleich mit kleineren Schmelzbädern. Insbesondere geringe Laserleistungen erzeugen kleinere Schmelzbäder. Jedoch zeigt sich für geringere Scangeschwindigkeiten ein umgekehrtes Verhalten hin zu einer Verbreiterung des Schmelzbades. Keshavarzkermani et al. [109] konnten allerdings nachweisen, dass die Laserleistung einen größeren Einfluss auf das Schmelzbadvolumen hat als die Scangeschwindigkeit. Allerdings wurde die Austenitkorngröße als ein weiterer Faktor identifiziert, der die M_s beeinflusst. Wenn die Korngröße verfeinert wird, wird die austenitische Phase stabilisiert und die Umwandlung in Martensit behindert, da M_s mit einer Abnahme der Korngröße sinkt. Es stehen sich hier somit zwei unterschiedliche Theorien gegenüber. [108,110]

Darüber hinaus lassen sich die Abkühlraten ebenfalls über die Zykluszeit, also die Zeit, in der die Probe belichtet und somit erneut erwärmt wird, beeinflussen. Dabei führen kurze Zykluszeiten zu einer Steigerung des globalen Temperaturniveaus [111,112].

Diese unterschiedlichen Gefügephasen verfügen darüber hinaus über hauptsächlich aus der unterschiedlichen Gitteranordnung heraus entstehende abweichende Auswirkungen auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften. Im Allgemeinen weisen martensitische Phasen eine gesteigerte Härte im Vergleich zu austenitischen Phasen auf. Dies liegt daran, dass der Martensit eine verzerrte Kristallstruktur aufweist, die durch den diffusionslosen Umwandlungsprozess, das sog. (verformungsinduzierte) Umklappen von Austenit in Martensit entsteht. Dies gilt ebenso für die Auswirkungen auf die Festigkeit. Diese steigt ebenfalls aufgrund der Gitterverzerrung bei martensitischen Phasen an. Dem entgegen steht die Duktilität respektive die Verformbarkeit der beiden Phasen. Austenitische Phasen sind in der Regel besser verformbar als martensitische. Die regelmäßige Kristallstruktur ermöglicht unter Belastung eine plastische Verformung, während Martensit aufgrund erhöhter Spannungen aufgrund des verzerrten Gitters eine geringere Umformbarkeit aufweist. [113]

Insgesamt können Martensit und Austenit durch ihre unterschiedlichen Kristallstrukturen und mechanischen Eigenschaften eine breite Palette von Anwendungen in der Stahlindustrie ermöglichen, in Abhängigkeit von den spezifischen Anforderungen an Härte, Festigkeit und Verformbarkeit.

In Kombination mit der Möglichkeit des PBF-LB/M-Prozesses zur lokalen Steuerung des Energieeintrags ergibt sich so eine potente Möglichkeit zur Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften, da die resultierenden thermischen Zyklen die Phasenzusammensetzung beeinflussen können.

2.7. Hochmanganstahl

Insbesondere in der Automobilindustrie ist eine hohe Nachfrage nach Leichtbau und Crashesicherheit zu verzeichnen. Um diesen Anforderungen gerecht zu werden, sind immer höherfeste Stähle erforderlich. In diesem Zusammenhang wird verstärkt nach hochmanganhaltigen Al-Si-Stählen gesucht. Diese Stähle ermöglichen es, das Gewicht von Fahrzeugen zu reduzieren und gleichzeitig eine hohe Stabilität im Falle von Unfällen zu gewährleisten. Durch den Einsatz von Hochmanganstählen (HMnS) anstelle von konventionellen Stählen kann bei gleicher Festigkeit die Blechdicke signifikant reduziert werden. Dadurch wird nicht nur ein Gewichtsersparnis aufgrund der reduzierten Dichte erzielt, sondern auch eine erhebliche Gewichtseinsparung durch die verringerte Blechdicke möglich. Ferner weisen umformtechnische Kenngrößen darauf hin, dass HMnS mit seiner hohen Festigkeit Umformeigenschaften aufweist, die mit denen von weichen Tiefziehgüten vergleichbar sind und die Eigenschaften höherfester Werkstoffe dabei übertreffen können. [114–116]

Zu dieser vielversprechenden Werkstoffkategorie zählen Stähle aus Eisenbasislegierungen mit einem Mangan Gehalt von 15 wt.% bis 30 wt.%. Die besonderen Eigenschaften der HMnS werden durch Phasenumwandlungen und Zwillingsbildung während der Verformung erzeugt [115–117].

Im Folgenden werden die besonderen Eigenschaften sowie die verantwortlichen Verformungsmechanismen beschrieben.

2.7.1. Eigenschaften

HMnS zeichnen sich durch eine hohe Festigkeit und Duktilität aus. Mit dieser Kombination mechanischer Eigenschaften setzen sich HMnS von konventionellen Stählen und sogar von hochfesten Stählen wie den Advanced High Strength Steels und nichtrostenden Austenitstählen ab. Ferner besitzen HMnS das Potential zur Gewichtseinsparung, da Mangan gegenüber anderen Metallen eine geringe Dichte aufweist. [116]

HMnS verfügen über eine gute Kaltverfestigung [118]. Dies macht die Stähle in Kombination mit den anderen mechanischen Eigenschaften interessant für verschiedene industrielle Anwendungen [119]. In der Automobilindustrie können so beispielsweise aufpralldämpfende Karosserieteile hergestellt werden [116], die im Falle eines Unfalls die Energie des Aufpralls aufnehmen [118]. Während der Verformung, durch die so induzierte externe Kraft, verfestigt sich das Material, sodass sich ein Widerstand gegen weitere Verformung einstellt.

2.7.2. Verformungsmechanismen

Die besonderen mechanischen Eigenschaften der HMnS sind auf Verformungsmechanismen zurückzuführen, die eine Verfestigung des Materials während der Verformung verursachen. In Abhängigkeit von der Stapelfehlerenergie (SFE) resultiert die Verfestigung aus einer Phasenumwandlung von Restaustenit in Martensit oder der Zwillingsbildung [116,118,120].

2.7.3. Stapelfehlerenergie

Bei austenitischen Stählen werden die vorherrschenden Verformungsmechanismen durch die SFE bestimmt. Damit ist sie eine entscheidende Größe zur Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften der HMnS. Darüber hinaus ist die SFE aufgrund ihrer Temperaturabhängigkeit eine thermodynamische Größe.

Für die Entstehung von TRIP- und TWIP-Effekten ist ein Keimbildungsmechanismus notwendig. Die SFE beeinflusst nicht nur die thermodynamische Stabilität einer Phase, sondern auch den Keimbildungsmechanismus, indem sie die Aufspaltungsweite von Versetzungen bestimmt. Diese Aufspaltungsweite wiederum beeinflusst die Entstehung intrinsischer (ISF) oder extrinsischer Stapelfehler (ESF) und damit die Bildung von Zwillings- oder Martensitkeimen. Ein System strebt stets einen Zustand minimaler Energie an, wobei die Energie einer Versetzung von ihrem Burgersvektor abhängt. Der Burgersvektor beschreibt die Richtung der Versetzungsbewegung und entspricht dem Atomabstand in dieser Richtung. Durch eine geeignete Aufspaltung der Versetzung in zwei Teilversetzungen kann die Energie minimiert werden, da die Energie der ursprünglichen Versetzung halbiert wird. Dies gilt nur, wenn beide Teilversetzungen ausreichend weit voneinander entfernt sind und sich ihre Spannungsfelder nicht beeinflussen. Die Teilversetzungen stoßen sich aufgrund ihrer parallelen Burgersvektoren ab und versuchen, ihren Abstand ins Unendliche zu maximieren. Eine zu große Entfernung würde jedoch das Kristallgitter zerstören und erfordert mehr Energie. Das kubisch-flächenzentrierte (kfz) Gitter ermöglicht eine Zerlegung des Burgersvektors in kleinere Vektoren, was nur Flächenfehler mit geringeren Energien verursacht. Beim Gleiten der Teilversetzungen entsteht ein Stapelfehler, der durch die nachfolgende Teilversetzung wieder aufgehoben wird. Die Energiezunahme durch die Entstehung des Stapelfehlers wirkt der Tendenz entgegen, dass sich die Versetzungen unendlich voneinander entfernen. Daher hängt die Aufspaltungsweite eines Stapelfehlers entscheidend von der SFE ab. [116]

Mit der Gleichung (2-5) wird die SFE bestimmt. [116]

$$\gamma_{SF} = 2\rho\Delta G^{\gamma-\epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon} \left[\frac{mJ}{m^2} \right] \quad (2-5)$$

Hierbei werden die molare Oberflächendichte entlang der {111} Ebene ρ , die Grenzflächenenergie zwischen γ/ϵ als $\sigma^{\gamma/\epsilon}$ und die Differenz der freien Gibbs-Energie zwischen γ - und ϵ -Phase $\Delta G^{\gamma-\epsilon}$ berücksichtigt [68,116]. Die Gibbs-Energie wird auch als freie Enthalpie bezeichnet [121]. Sie ist temperaturabhängig und damit eine thermodynamische Größe. Die Gibbs-Energie ist das Kriterium für die Umwandlung von $\gamma_{fcc} \rightarrow \epsilon_{hcp}$ und beeinflusst damit ebenfalls die Entstehung von TRIP oder TWIP. TRIP ist somit für $\Delta G^{\gamma-\epsilon} \leq -220 \frac{J}{mol}$ und $\gamma_{SF} < 20 \frac{mJ}{m^2}$ zu erwarten. Für $\Delta G^{\gamma-\epsilon}$ im Bereich von $110 - 250 \frac{J}{mol}$ und einer SFE zwischen 20 und $50 \frac{mJ}{m^2}$ ist TWIP zu erwarten [116,120]. Die Bereiche, in denen die Effekte auftreten, sind fließend, so kann es um den Wert von $20 \frac{mJ}{m^2}$ der SFE

zum gleichzeitigen Auftreten von TRIP und TWIP kommen [122,123]. Durch die Zugabe der Legierungselemente C, Si, Al und N kann die SFE verändert und somit die Art der auftretenden Verformungsmechanismen beeinflusst werden [116]. Dementsprechend verändern sich die Kaltverfestigungseigenschaften des Materials. Das Hinzufügen von Aluminium bewirkt beispielsweise einen Anstieg der SFE von 8 mJ/m^2 pro wt.% [68]. Die Bildung von Martensit wird erschwert, wobei die Zwillingsbildung begünstigt wird. Aluminium verursacht außerdem das Ausscheiden der κ -Phase, was dazu führt, dass die Kaltverfestigung durch den SBIP-Effekt entsteht [116].

Transformation Induced Plasticity

Die verformungsinduzierte Phasenumwandlung wird als Transformation Induced Plasticity (TRIP) bezeichnet. Hier wird Restaustenit im Werkstoff verformungsinduziert in ϵ -Martensit und bei geringerer Austenitstabilität, z. B. bei Mn-Gehältern $< 18 \%$, auch in α -Martensit umgewandelt [124]. Die Martensitbildung führt aufgrund der höheren Anzahl an Versetzungshindernisse zu einer Kaltverfestigung des HMnS. [116,125]

Twinning Induced Plasticity

Die Zwillingsbildung wird als Twinning Induced Plasticity (TWIP) bezeichnet. Beim TWIP-Effekt kommt es zu einer Reflexion des Matrixgitters an der Zwillingsebene. Hier findet eine Scherung an der $\{111\}$ Ebene in $\{112\}$ Richtung statt. Es entsteht ein Stapelfehler. Folgen drei Stapelfehler aufeinander, entsteht ein mechanischer Zwilling. Für die Entstehung mechanischer Zwillinge müssen die Stapelfehler breit genug sein, um die Wiederherstellung der alten Gitterstruktur zu verhindern. Die Zwillingsgrenzen bilden Versetzungshindernisse, die zur Kaltverfestigung von HMnS beitragen können. [116,125]

Darüber hinaus kommt es sowohl bei der Zwillingsbildung als auch bei der martensitischen Phasenumwandlung zu einer Kornfeinung, die die Entstehung neuer Hindernisse für Versetzungsbewegungen hervorruft. Hierdurch wird die Festigkeit des Werkstoffs verbessert und die geometrische Einschnürung verzögert, in deren Konsequenz auch das Versagen hinausgezögert wird. Dieser Prozess wird als dynamischer Hall-Petch-Effekt bezeichnet. [116,126]

Shear Band Induced Plasticity

Eine Verfestigung kann durch die Indizierung von Scherbändern entstehen [116,118]. Dieser Mechanismus wird als Shear Band Induced Plasticity (SBIP/SLIP) oder als Micro Band Induced Plasticity (MBIP) bezeichnet [116]. Wird eine Kraft auf einzelne Körner aufgebracht, so ergeben sich Schubspannungen innerhalb der Gefügestruktur. Übersteigt die Schubspannung einen legierungsabhängigen kritischen Wert, so findet plastische Deformation statt. Dabei gleiten einzelne Kristallebenen voneinander ab, woraus Versetzungen innerhalb der kristallinen Struktur entstehen. Ab einer legierungsabhängigen Versetzungsdichte blockieren sich die Versetzungen

gegenseitig und bilden dabei weitreichende Spannungsfelder aus, wodurch die weitere Bewegung und Ausbildung von Versetzungen erschwert wird. Dadurch bedingt verfestigt sich der Werkstoff. [125]

2.7.4. Beeinflussung der Stapelfehlerenergie bei HMnS

Neben der Temperatur wird die SFE von HMnS u. a. durch die chemische Zusammensetzung und die Korngröße beeinflusst [127]. Bild 2-12 verdeutlicht diesen Zusammenhang.

Hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung hat die Anwesenheit von Aluminium in HMnS eine differenzierte Wirkung. Aluminium führt nicht nur zu einer beträchtlichen Verringerung des spezifischen Gewichts des Stahls, sondern auch zu einer effizienten Steigerung der SFE des voll austenitischen Stahls mit hohem Mn-Gehalt [128].

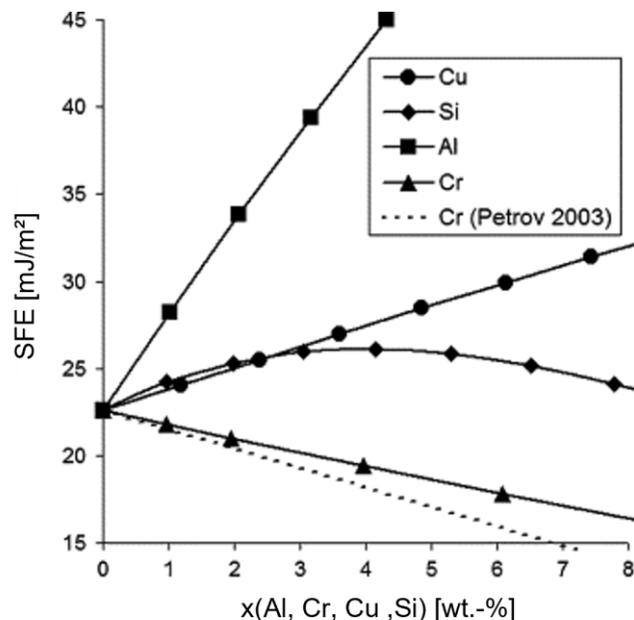


Bild 2-12: Einfluss verschiedener Legierungselemente auf die SFE am Beispiel eines Fe₂₂Mn_{0,6}C HMnS nach [129].

In Studien von Jin et al. [130] wurde eine lineare Beziehung zwischen dem Gewichtsanteil an zugesetztem Aluminium und der SFE in HMnS identifiziert. Je nach Al-Gehalt ergeben sich hieraus unterschiedliche dominierende Verformungsmechanismen, wie Bild 2-13 verdeutlicht. Demnach können für einen Mangangehalt von 23 wt.% durch eine Zugabe von 0–6 wt.% Aluminium sowohl TRIP-, TWIP als auch SLIP-Effekte hinsichtlich der Verformungsmechanismen dominieren.

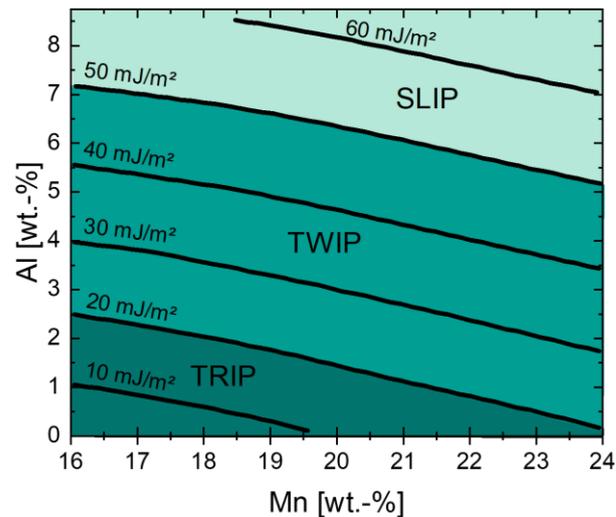


Bild 2-13: Zusammenhang zwischen Al- und Mn-Gehalt und deren Auswirkung auf den dominierenden Verformungsmechanismus in Anlehnung an [118].

Folglich erlaubt die Al-Zugabe eine Steigerung der SFE und kann somit eine Begünstigung des TWIP-Effekts zur Folge haben, wodurch Umformprozesse unterstützt werden können, wie in Untersuchungen von Kwang-Geun et al. [131] belegt werden konnte.

Ein weiterer Faktor, durch den die SFE beeinflusst wird, ist die Korngröße. Zambrano et al. [132] konnten durch thermodynamische Berechnungen den Zusammenhang zwischen Korngröße und SFE aufzeigen. Bild 2-14 verdeutlicht dies für einen HMnS mit 1 wt.% Al und 0,5 wt.% C bei 300 K und variierendem Mn-Gehalt sowie Korngrößen zwischen 1 μm und 300 μm .

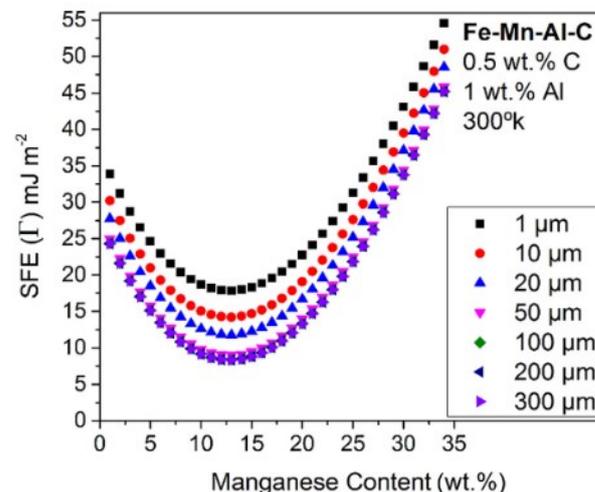


Bild 2-14: Auswirkung unterschiedlicher Korngrößen (1 – 300 μm) auf die resultierende SFE eines HMnS in Abhängigkeit von unterschiedlichen Mn-Gehältern aus [132].

Demnach ruft eine Reduzierung der Korngröße von 300 μm auf 50 μm noch keine erkennbare Veränderung der SFE hervor. Für eine weitergehende Minderung der Korngröße $< 50 \mu m$ ergibt sich indes eine Steigerung der SFE unabhängig vom vorliegenden Mn-Gehalt. Dies verdeutlicht,

dass die SFE und damit ebenso die dominierenden Verformungsmechanismen auch durch eine Beeinflussung der Korngröße ($< 50 \mu\text{m}$) angepasst werden können.

2.7.5. HMnS in der AM-Fertigung

Die Verarbeitung von HMnS mit konventionellen Verfahren birgt verschiedene Herausforderungen, die den Erhalt der mechanischen Eigenschaften der Stähle erschweren. So neigen HMnS bei der Herstellung mit konventionellen Verfahren wie dem Bandgießen zur Makroseigerung, also zu Konzentrationsunterschieden der Legierungselemente [119]. Daraus resultierende lokale chemische Unterschiede beeinflussen die Entstehung von Verformungsmechanismen und damit die mechanischen Eigenschaften des fertigen Produktes in unbestimmter Weise. Der PBF-LB/M-Prozess und die damit einhergehenden Randbedingungen während der Verarbeitung bieten jedoch eine Möglichkeit, genau dies zu umgehen [118,119]. Kleine Schmelzbäder und damit einhergehende höhere Abkühlraten in der additiven Fertigung sorgen für geringe Unterschiede der chemischen Zusammensetzung und können folglich den Effekt der Makroseigerung vermeiden [118].

Kies et al. [133] wiesen für den additiven DED-LB/M-Prozess bei der Verarbeitung von HMnS eine starke Neigung zu Oxidbildung nach, die allerdings durch eine Reduzierung des Laserfokus auf 0,66 mm minimiert werden konnte. Für den PBF-LB/M-Prozess wurden mittlerweile bereits erste Verarbeitungsstudien für HMnS und auflegierten HMnS durchgeführt, die die grundlegende Verarbeitbarkeit belegen [118,119,134]. Diese konzentrierten sich allerdings auf eine grundlegende mechanische Qualifizierung, während weitere qualitätsrelevante Aspekte wie die Fließfähigkeit der auflegierten Pulver sowie deren Auswirkung auf die Absorption der eingebrachten Energie nicht betrachtet wurden. Diese können allerdings ebenfalls signifikante Auswirkungen auf die Bauteileigenschaften haben, wie in Kapitel 2.5 erläutert wurde.

2.8. Ultraschallunterstützte Prozessführung zur Homogenisierung der Mikrostruktur

Im folgenden Abschnitt erfolgen zuerst eine grundlegende Klassifizierung von Ultraschall (US) und die Erläuterung des zur US-Erzeugung notwendigen piezoelektrischen Effektes. Daraufhin werden der Einfluss einer US-Anregung auf eine Metallschmelze und die damit verbundenen unterschiedlichen Theorien dargestellt.

2.8.1. Ultraschall und piezoelektrischer Effekt

Elastische Wellen in Gasen, Flüssigkeiten und Festkörpern werden Schallwellen genannt. Die Einteilung dieser Schallwellen wird durch die Wahrnehmungsmöglichkeit des menschlichen Ohrs vorgenommen, wobei dieses dabei Frequenzen von 16 Hz bis 20 kHz wahrnehmen kann. Dieser Frequenzbereich von Schallwellen wird deswegen auch als Hörschall bezeichnet. Der Frequenzbereich von US liegt oberhalb der wahrnehmbaren Frequenz von 20 kHz und kann bis zu einigen GHz reichen. [135,136]

Zur Erzeugung des USs sind in der Regel zwei Elemente nötig: ein Generator, der die elektrische Energie liefert, und ein elektromechanischer (US-)Wandler, der die bereitgestellte elektrische Energie in mechanische Schwingungsenergie umwandelt. Die erforderliche Energieumwandlung wird im Allgemeinen durch verschiedene Mechanismen realisiert. Am wichtigsten für heutige Anwendungen ist dabei der piezoelektrische Effekt, der bereits 1880 durch die Brüder Curie [137] in Quarz erkannt und durch Langevin [138] zur Entwicklung leistungsfähiger US-Wandler in Schichtbauweise adaptiert wurde. Bei piezoelektrischen Materialien wird zwischen dem direkten und dem inversen Effekt unterschieden. Wenn eine Kraft auf piezoelektrisches Material ausgeübt wird, wird eine Spannung erzeugt, wobei es sich um den ‚direkten Effekt‘ handelt. Der ‚inverse Effekt‘ entsteht bei Anlegen einer Spannung an das Material, wodurch eine Verschiebung entsteht (Bild 2-15). Diese intrinsischen Materialeigenschaften beruhen auf der Tatsache, dass in piezoelektrischen Materialien wie Quarz und Turmalin ausgerichtete elektrische Dipole vorhanden sind. Bei Keramiken können diese Eigenschaften künstlich durch Anlegen eines elektrischen Feldes während des Brennens hervorgerufen werden. Die Charakteristik der ausgerichteten Dipole besteht darin, dass eine Druckspannung den Dipolanstand reduziert und hieraus folgend eine elektrische Ladung und somit eine elektrische Spannung auf der Oberfläche der Keramik erzeugt. Eine Zugspannung würde eine entgegengesetzte Ladung erzeugen. [135,139,140]

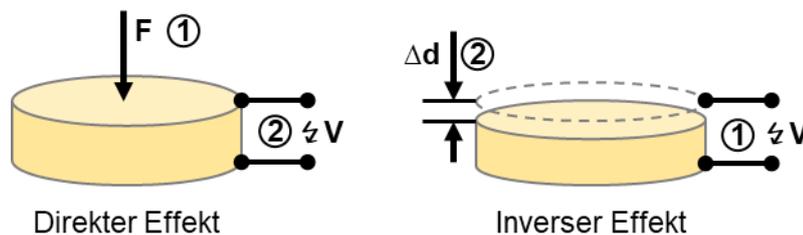


Bild 2-15: Schematische Darstellung des direkten und indirekten Effekts bei piezoelektrischen Materialien in Anlehnung an [139]. Mit 1 ist die jeweilige initiale Anregung, mit 2 der resultierende Effekt gekennzeichnet.

2.8.2. Einfluss von Ultraschall auf die Erstarrung einer Metallschmelze

US kann verschiedene Auswirkungen auf die Erstarrung von Metallschmelzen und damit einen indirekten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben. Zu den im Kontext dieser Arbeit wichtigsten Auswirkungen zählen die Reduzierung von Seigerungen und Gasporosität sowie eine Kornverfeinerung [141]. Ferner kann US weitere Auswirkung auf die Erstarrung von Metallschmelzen haben, die allerdings eher eine untergeordnete Relevanz für diese Arbeit besitzen. Für einen detaillierten Einblick empfiehlt sich [140] und [141].

Reduzierung von Gasporosität

Aus der Gießereitechnik ist bekannt, dass die Reduzierung der Gasporosität durch eine US-induzierte Entgasung hervorgerufen werden kann. Dabei beschreibt die US-induzierte Entgasung einer beliebigen Flüssigkeit einen Prozess, der aus drei zeitgleich verlaufenden Schritten besteht.

- Entstehung von Gasblasen an Kavitationskeimen und Wachsen durch gleichgerichtete Diffusion im US-Feld.
- Verschmelzen einzelner Blasen unter der Einwirkung der Bjerknes- und Bernoullikräfte.
- Aufschwimmen dieser Gasblasen an die Schmelzbadoberfläche.

Wie in [142] durch numerische Simulationen vorgestellt wurde, besteht die grundsätzliche Voraussetzung in der Entstehung von Gasblasen durch Kavitation. Daraufhin wachsen diese Gasblasen durch Absorption von in der Schmelze gelöstem Gas und interagieren untereinander. Die Interaktion kann dabei in Form von Anziehen und Zusammenwachsen oder Abstoßen erfolgen. Die Kräfte der Wechselwirkung werden als Bjerknes-Kräfte beschrieben [143]. Blasen mit einem vergleichbaren Durchmesser ziehen sich in der Regel an, während Gasblasen von unterschiedlicher Größe abgestoßen werden [144].

Blasen, die durch Gasaufnahme und Zusammenwachsen eine ausreichende Größe erreichen, schwimmen zur Oberfläche der Schmelze. Die Geschwindigkeit, mit der sie an die Oberfläche aufsteigen, hängt von der Größe der Blase, der Konvektion, der Viskosität der Schmelze und der Oberflächenspannung ab. Ferner werden durch die US-Anregung die Schmelzbadynamik und die Verweilzeit kleinerer Blasen verlängert und die Evakuierung größerer Blasen wird beschleunigt. [140][142]

Kornverfeinerung

Der Mechanismus der Kornverfeinerung im Zusammenhang mit einer US-Anregung des Schmelzbades ist weiterhin nicht vollständig geklärt. Im Wesentlichen werden in der Literatur zwei Hauptursachen herausgestellt: zum einen der Mechanismus der kavitationsbedingten Kornfeinung, zum anderen der hieraus entstehende Einfluss auf die Abkühlraten.

Der Mechanismus der kavitationsbedingten Kornfeinung wird kontrovers diskutiert und wiederum in zwei Hauptgruppen von Theorien unterteilt: erstens solche, die auf dem Prinzip der Kornvermehrung basieren, und zweitens solche, die eine kavitationsinduzierte heterogene Keimbildung postulieren. Beim Prinzip der Kornvermehrung wird angenommen, dass durch den Kollaps von Kavitationsblasen erzeugte Schockwellen Dendriten fragmentieren (Bild 2-16a). Die entstandenen Fragmente verteilen sich durch akustische Strömungen im Schmelzvolumen und erhöhen somit die Anzahl der Erstarrungsfronten [145]. Dieser Mechanismus setzt folglich das Vorhandensein wachsender Dendriten voraus.

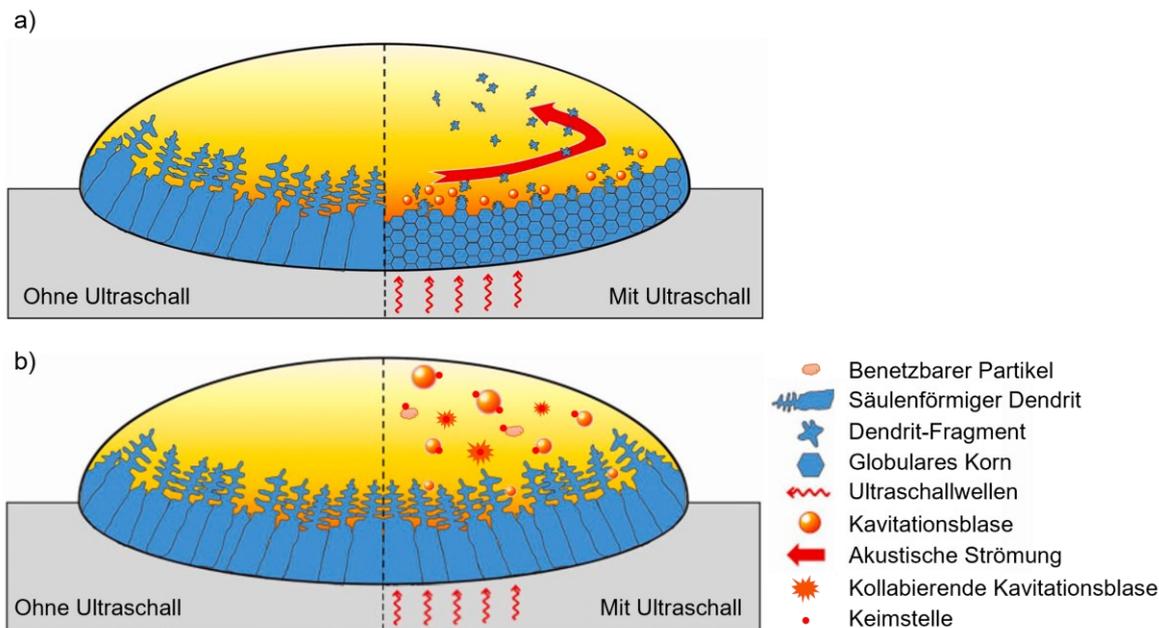


Bild 2-16: Schematische Darstellung des unterstützten Schweißens und des dabei entstehenden Prinzips der Kornvermehrung durch Fragmentierung entstehender Dendriten in a) und der kavitationsinduzierten Keimbildung in b) (Abgewandelt aus [146]).

Die kavitationsinduzierte heterogene Keimbildung wird durch drei verschiedene Mechanismen erklärt (Bild 2-16b). Erstens können nicht benetzbare Partikel in der Schmelze, wie Oxide, Karbide und Boride, durch den Druckimpuls beim Kollaps von Blasen zu Keimzentren umgewandelt werden. Zweitens kann der Druckimpuls den Schmelzpunkt erhöhen und somit die Unterkühlung verstärken, was die Keimbildung begünstigt. Drittens führt die Kavitation zu einer raschen Ausdehnung des Gases in den Blasen, was eine Unterkühlung an der Blasenoberfläche und somit Keimbildung hervorruft. Insgesamt trägt die kavitationsbedingte Kornfeinung somit zur Erhöhung der Keimstellen in der Schmelze bei. [140,141,147]

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass eine US-Anregung der Schmelze die Keimstellenanzahl erhöht und somit eine Möglichkeit zur Homogenisierung der Mikrostruktur darstellt.

Reduzierung von Seigerungen

Die Reduzierung von Seigerungen und der Effekt einer Homogenisierung der chemischen Zusammensetzung der Schmelze wurden bisher nur in vereinzelt Untersuchungen fokussiert. Ein erster Nachweis zur tatsächlichen Homogenisierung der Schmelze wurde von Todaro et al. in [148] an einer gegossenen Al-Si-Legierung erbracht. Die Autoren konnten belegen, dass eine US-Anregung des Schmelzbades eine nahezu homogene Verteilung beider Primärphasen zur Folge hatte. In weiteren Arbeiten von Tong et al. [149] und Zeng et al. [150] konnte dieser Effekt der US-Anregung auch für eine gegossene Mg-Gd- bzw. eine Al-Legierung bestätigt werden. Die im vorherigen Abschnitt beschriebenen Mechanismen der US-induzierten Kavitation und die damit

verbundene Steigerung der Konvektionsströmung führen dazu, dass eine gesteigerte Durchmischung innerhalb der Schmelze stattfindet, wodurch verhindert wird, dass Partikel wie Oxide, Karbide oder Boride schnell absinken oder aufschwimmen können (Bild 2-17).

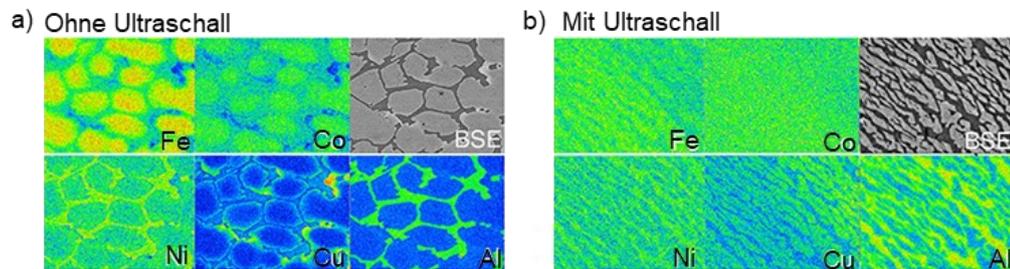


Bild 2-17: Elementverteilung bei einem AlCoCuFeNi high-entropy alloy ohne US-Anregung (links) und mit US-Anregung (rechts) [151].

Die Anwendung von US in der additiven Fertigung von Metallen kann somit signifikante Vorteile bieten, indem sie die Erstarrung der Metallschmelze positiv beeinflusst. Die vorgestellten Mechanismen tragen somit zur Homogenisierung sowohl der chemischen Zusammensetzung als auch der Mikrostruktur bei, was verbesserte mechanische Eigenschaften der additiv gefertigten Bauteile ermöglichen kann. Daher ist die US-Anregung ein vielversprechendes Verfahren zur Optimierung der Materialeigenschaften in der PBF-LB/M-Fertigung.

2.9. Ansätze für AM-Hybridbauteile

Im Bereich der AM-Hybridbauteile konzentrieren sich die meisten Veröffentlichungen auf die Herstellung von vorgefrästen Rohlingen oder die Realisierung von Bauteilen mit gradierten Werkstoffeigenschaften. Yin et al. [152] demonstrierten eine hybride Fertigungstechnologie, die den PBF-LB/M-Prozess und das Kaltgasspritzen kombiniert, um Multimaterial-Bauteile aus Al/Al+Al₂O₃ und Ti6Al4V herzustellen. Hierbei wurden Al und Al+Al₂O₃ auf mit PBF-LB/M-Bauteile aus Ti6Al4V aufgebaut, was zu dichten und gradierten Werkstoffeigenschaften führte. Tan et al. [153] untersuchten die Grenzflächeneigenschaften und die mechanische Leistungsfähigkeit von Stahl-Kupfer-Teilen, die im PBF-LB/M-Prozess hergestellt wurden. Durch Anwendung geeigneter Fertigungsparameter wurde ein metallurgisch verbundenes und dichtes Fe-Cu Bi-Metall erzeugt. Den Autoren zufolge resultiert die hohe Wärmeleitfähigkeit von Kupfer in einer hohen Marangonikonvektion an der Grenzfläche der Werkstoffe, was wiederum zu einer geeigneten Verbindung zwischen den beiden Werkstoffen führt.

Das Prozesskonzept für AM auf Blechen wurde bereits in [23,154–157] diskutiert. Ahuja et al. [154] stellten ein Spannkonzepit vor, das die PBF-LB/M-Fertigung auf vorgeformten Blechen in einer SLM 280 HL Maschine ermöglichte. Die Befestigung des umgeformten Blechs wurde durch eine Kombination aus Stempel und Spannplatte realisiert, die den Aufbau auf Blechen mit einer Dicke von 1,5 mm ermöglichte. Die Autoren beschreiben den signifikanten Einfluss einer unebenen Blechoberfläche auf die resultierende Scherfestigkeit der Hybridbauteile. Aufgrund der

ungleichmäßigen Oberfläche kann es zu einer inhomogenen Pulververteilung auf dem Blech kommen, was zu einer unzureichenden Haftung an der Grenzfläche führt.

Ein Aufbau auf Blechhalbzeuge mit einer Dicke unterhalb von 1 mm wurde bisher nicht realisiert, bietet allerdings großes Potential für Leichtbauanwendungen.

3. Zielsetzung und wissenschaftliche Fragestellungen

Die Vorteile des PBF-LB/M-Verfahrens sind mittlerweile auch im industriellen Kontext weitgehend anerkannt. Allerdings bestehen weiterhin Herausforderungen im Kontext der mechanischen Eigenschaften von PBF-LB/M-Bauteilen, die eine weitere Etablierung hemmen. Neue Prozessrouten wie eine Verfahrenskombination aus additiver Fertigung und nachgelagerter Umformung bieten das Potential, bestehende wirtschaftliche Restriktionen zu überwinden. Allerdings legt diese Route erhöhte Ansprüche an ein möglichst isotropes und duktileres Materialverhalten an. Bis heute sind jedoch im Kontext des PBF-LB/M-Prozesses nur wenige spezifische Strategien entwickelt worden, die gezielt die mechanischen Eigenschaften hinsichtlich Anisotropie und Duktilität beeinflussen. Die grundlegende Motivation der vorliegenden Dissertationsschrift liegt daher in der Entwicklung und Optimierung von Strategien, um die inhärente mechanische Anisotropie zu minimieren und die Duktilität der hergestellten Bauteile zu erhöhen.

Diesbezüglich wird eine Fertigungsstrategie entwickelt, die eine US-Anregung während des PBF-LB/M-Prozesses ermöglicht und das Ziel hat, die verfahrensbedingte mechanische Anisotropie zu reduzieren. Eine mögliche Reduzierung der Anisotropie soll dabei durch eine mechanische Analyse quantifiziert werden. Zur Steigerung der Duktilität der PBF-LB/M-Proben sollen drei unterschiedliche Strategien evaluiert werden. Zum einen wird der Einfluss unterschiedlicher Prozessparameter sowie variierender thermischer Zykluszeiten auf die Phasenausbildung der Mikrostruktur untersucht. Zum anderen wird ein kombinierter Ansatz aus dem Auflegieren eines HMnS und der US-Anregung während des Aufbaus analysiert. Zuletzt soll ein alternativer Ansatz zur Steigerung der Umformbarkeit von PBF-LB/M-Bauteilen dargestellt werden. Hierzu soll die Umformbarkeit durch die gezielte Substitution von Bauteilelementen mit Blechhalbzeugen aus konventionellen Fertigungsrouten kombiniert werden.

Hieraus können konkret folgende Fragen abgeleitet werden:

- *Welche Auswirkung hat die US-Anregung während des PBF-LB/M-Aufbaus auf die Mikrostruktur und die hieraus resultierende mechanische Anisotropie der aufgebauten Proben?*
- *Welche Auswirkung hat eine angepasste Prozessführung auf die Phasenanteile und die Duktilität von PBF-LB/M-Bauteilen?*
- *Welche Auswirkung hat die US-Anregung im PBF-LB/M-Prozess auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften eines auflegierten HMnS?*
- *Welche Herausforderungen ergeben sich bei der PBF-LB/M-Fertigung von hybriden Bauteilen auf Basis von Blechhalbzeugen?*

4. Versuchseinrichtungen und -methodik

4.1. Verwendete PBF-LB/M-Anlagen

4.1.1. SLM 280HL

Der Steckbrief der verwendeten SLM 280 HL PBF-LB/M-Anlage der Firma SLM Solutions (Bild 4-1) ist in Tabelle 4-1 beschrieben.



Bild 4-1: SLM 280 HL PBF-LB/M-Anlage.

Der nutzbare Bauraum misst 280 mm x 280 mm x 350 mm. Zwei 700 W-Ytterbium-Faserlaser dienen als Energiequelle zum Aufschmelzen des Metallpulvers. Der Laser-Strahldurchmesser kann variabel zwischen 100 μm und 500 μm Fokusbereich angepasst werden. Die Pulverzustellung erfolgt über einen Pulvertank, der sich über dem Bauraum befindet. Durch eine Förderwelle gelangt das Pulver dosiert in den Beschichter, der die bereitgestellte Pulvermenge zur Beschichtung der Bauplattform nutzt. Die Bauplattform kann auf bis zu 200 °C geheizt werden. Ferner kann die Schichtdicke je nach Werkstoff zwischen 20 μm und 100 μm betragen. Daraus resultiert eine materialspezifische Baugeschwindigkeit von bis zu 35 cm^3/h . [158]

Tabelle 4-1: Steckbrief SLM 280 HL PBF-LB/M-Anlage.

Effektiver Bauraum (B x H x T)	280 mm x 280 mm x 350 mm
Laser Typ	2 x Yb-Faserlaser ($\lambda = 1,064 \mu\text{m}$)
Maximale Laserleistung	Je Laser 700 W
Schichtdicke	20 μm – 100 μm
Scangeschwindigkeit	bis 15000 mm/s
Fokusbereich	100 μm – 700 μm
Bauplattformheizung	40 °C – 200 °C
Beschichtungsmechanismus	Silikonlippe
Verwendetes Schutzgas	Stickstoff

4.1.2. EOS M290



Bild 4-2: EOSINT M290 PBF-LB/M-Anlage.

Bei der eingesetzten PBF-LB/M-Anlage handelt es sich um das Modell EOSINT M290 der Firma EOS GmbH. In Tabelle 4-2 sind die wichtigsten technischen Daten zusammengefasst.

Tabelle 4-2: Steckbrief EOS M290 PBF-LB/M-Anlage.

Effektiver Bauraum (B x H x T)	250 mm x 250 mm x 325 mm
Laser Typ	Yb-Faserlaser ($\lambda = 1,064 \mu\text{m}$)
Maximale Laserleistung	400 W
Schichtdicke	20 μm – 100 μm
Scangeschwindigkeit	Bis zu 7000 mm/s
Fokusedurchmesser	90 μm
Bauplatzformheizung	40 °C – 200 °C
Beschichtungsmechanismus	Keramikklinge oder Silikonrundschnur
Verwendetes Schutzgas	Stickstoff

Ein 400 W-Ytterbium-Faserlaser stellt die notwendige Energie zum Aufschmelzen des Pulvers zur Verfügung. Der Laserstrahl wird durch eine F-Theta-Linse und einen Hochgeschwindigkeits-Scanner auf einen Strahldurchmesser von ca. 90 μm fokussiert und mit Hilfe eines Hochgeschwindigkeitsscaners umgelenkt. Die maximale Scangeschwindigkeit beträgt 7000 mm/s. Die Bauplatzform kann auf 40 °C – 200 °C vorgeheizt werden, und werkstoffabhängig kann die Schichtdicke zwischen 20 μm und 100 μm liegen. [159]

4.1.3. EOS M270



Bild 4-3: EOSINT M270 PBF-LB/M-Anlage.

Die EOSINT M270 (Bild 4-3) ist eine von der Firma EOS GmbH angebotene Laser-Strahlschmelzanlage mit den in Tabelle 4-3 dargestellten Eigenschaften. Die Abmessungen des nutzbaren Bauraums betragen 250 mm x 250 mm x 215 mm. Ein 200 W-Ytterbium-Faserlaser stellt die notwendige Energie zum Aufschmelzen des Pulvers zur Verfügung. Der Laserstrahl wird durch eine F-Theta-Linse auf einen Strahldurchmesser zwischen 100 µm und 500 µm fokussiert und mit Hilfe eines Hochgeschwindigkeitsscanners umgelenkt. Die maximale Scangeschwindigkeit beträgt 7000 mm/s. Das Pulverauftragungssystem besteht aus einem Beschichtungsarm, einem Beschichtungselement und einer Linearachse. Der Beschichter verfährt in der Prozesskammer linear mit einer Geschwindigkeit im Bereich von 40 mm/s bis 500 mm/s. Die Bauplattform kann auf 40 °C – 80 °C erwärmt werden, um die Eigenspannungen im Bauteil zu verringern. Werkstoffabhängig kann die Schichtdicke zwischen 20 µm und 100 µm liegen. Es ergibt sich eine materialspezifische Baugeschwindigkeit von 2 mm³/s – 20 mm³/s. [160]

Tabelle 4-3: Steckbrief eos M270 PBF-LB/M-Anlage.

Effektiver Bauraum (B x H x T)	250 mm x 250 mm x 215 mm
Laser Typ	Yb-Faserlaser (λ= 1,064 µm)
Maximal umsetzbare Laserleistung	195 W
Schichtdicke	20 µm – 100 µm
Scangeschwindigkeit	50 mm/s – 7000 mm/s
Fokusedurchmesser	100 µm – 500 µm
Bauplattformheizung	40 °C – 80 °C
Beschichtungsmechanismus	Keramikklinge oder Silikonrundschnur
Verwendetes Schutzgas	Stickstoff

4.2. Verwendete Werkstoffe

4.2.1. 2.4665

Für die Untersuchungen zur Reduzierung der mechanischen Anisotropie wurde das Material VDM Powder X des Herstellers VDM Metals verwendet. Die chemische Zusammensetzung entspricht dabei der Werkstoffnummer 2.4665 und ist in Tabelle 4-4 aufgeführt.

Tabelle 4-4: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 2.4665 nach [161].

		Ni	Cr	Fe	Mo	Co	W	C	Si	Mn	P	S
wt.-%	min.	Basis	20,5	17,0	8,0	0,5	0,2	0,05	-	-	-	-
	max.		23,0	20,0	10,0	2,5	1,0	0,15	1,0	1,0	0,04	0,03

4.2.2. 1.4542

Bei dem Werkstoff EOS Stainless Steel GP1 handelt es sich um einen Edelstahl der Firma eos GmbH. Dessen chemische Zusammensetzung stimmt mit der europäischen Werkstoffnummer 1.4542, der Werkstoffbezeichnung X5CrNiCuNb16-4 sowie der US-Stahlklassifikation 17-4 PH weitestgehend überein (Tabelle 4-5: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 1.4542 nach [162]). [162]

Tabelle 4-5: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 1.4542 nach [162].

		Fe	Cr	Ni	Cu	Mn	Si	Mo	Nb	C
wt.-%	min.	Basis	15,0	3,0	3,0	-	-	-	0,15	-
	max.		17,5	5,0	5,0	1,0	1,0	0,5	0,45	0,07

4.2.3. Hochmanganstahl

Der verwendete HMnS wurde von der Firma nanoval GmbH verdüst und hat folgende in Tabelle 4-6 stehende chemische Zusammensetzung. Dabei weist die Legierung einen Mangangehalt von 23 wt.-% und einen Kohlenstoffgehalt von 0,33 wt.-% auf. Des Weiteren sind geringe Spuren von Silizium (0,035 wt.-%) und Aluminium (0,01 wt.-%) enthalten. Während der Versuche in Kapitel 6.2 und 6.2.5 wurde dem HMnS Aluminium (s. Kapitel 4.2.4) zulegiert, um die Duktilität der aufgebauten Proben zu erhöhen. Ebenfalls in Tabelle 4-6 enthalten ist die resultierende SFE der Legierung basierend auf Berechnungen mit der Software JMatPro Version 7.0 der Firma Sente Software Ltd [163,164].

Tabelle 4-6: Chemische Zusammensetzung und Stapelfehlerenergie (SFE) des HMnSs.

Legierung	Fe [wt.-%]	Mn [wt.-%]	C [wt.-%]	Si [wt.-%]	Al [wt.-%]	SFE [mJ/mm²]
HMnS	Basis	23	0,33	0,035	0,01	14,5
HMnS + 3,5 Al	Basis	22,195	0,318	0,034	3,51	~42
HMnS + 5,0 Al	Basis	21,85	0,314	0,033	5,01	~54
HMnS + 10,0 Al	Basis	20,7	0,297	0,032	10,009	~94

Wie bereits in Kapitel 2.7 erwähnt, ist die Berechnung der SFE weiterhin von verschiedenen Annahmen abhängig, die teils zu deutlichen Abweichungen in den Werten der berechneten SFE führt. Deshalb wurde der von Cooman et al. [127,165] ermittelte Richtwert zur Erhöhung der SFE von $\sim 8 \text{ mJ/mm}^2$ pro wt.-% Al angewandt, um die SFE der unterschiedlichen HMnS + Al-Legierung abschätzen zu können.

4.2.4. Aluminiumpulver

Das Aluminiumpulver wurde vom Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien in Kooperation mit der Universität Bremen durch Gasverdüsung hergestellt und für diese Versuche zur Verfügung gestellt. In Tabelle 4-7 sind die Materialspezifikationen aufgelistet.

Tabelle 4-7: Eigenschaften des Aluminiumpulvers.

Aluminiumgehalt	Schüttdichte	Partikelgröße
99,9 %	1,06 g/cm ³	< 20 µm

4.2.5. Auflegieren von Metallpulver

Die für die Untersuchungen in Kapitel 6.2 notwendigen Pulvermischungen von HMnS und Aluminium wurden in Anlehnung an [166] durchgeführt. Um die Reproduzierbarkeit zu steigern, wird zum Mischen der Proben ein Turbolamischer verwendet. Anschließend wird der Vorgang nass wiederholt. Dafür wird den Proben jeweils 10 wt.-% Ethanol hinzugefügt. Die nassen Mischungen werden für weitere 20 Minuten im Turbolamischer vermengt. Im Anschluss daran werden die Pulver unter Vakuum getrocknet. Ziel ist es, eine homogene Pulververteilung von HMnS und Aluminium in unterschiedlichen Gewichtsanteilen herzustellen.

4.3. Pulveranalyse

4.3.1. Partikelgrößenverteilung

Der verwendete Camsizer X2 der Firma Retsch Technologie GmbH basiert auf dem 2-Kamera-Prinzip und der dynamischen digitalen Bildverarbeitung nach ISO 13322-2. Der Messbereich beträgt zwischen 0,8 µm und 8 mm. Jede Kamera besitzt 4,2 Megapixel, wobei die Auflösung 0,8 µm pro Pixel beträgt. Die Messgeschwindigkeit beläuft sich auf über 300 Bilder pro Sekunde und die Gesamtmesszeit liegt je nach gewünschter Messstatistik zwischen einer und drei Minuten. Die Analyse erfolgt hinsichtlich der Häufigkeitsverteilung. [167]

4.3.2. Fließfähigkeit

In dieser Arbeit wurde als Rheometer der Revolution Powder Analyzer (RPA) benutzt, mit dem das dynamische Fließverhalten von Metallpulver analysiert wird. Der Messaufbau besteht aus einer rotierenden Trommel, die beidseitig mit transparentem Glas abgedeckt ist. Eine Kamera nimmt Bilder von der rotierenden Trommel vor einer Hintergrundbeleuchtung auf. Durch die Rotation der Trommel entsteht ein Lawinenwinkel, über den Rückschlüsse auf die Fließfähigkeit gezogen werden können. Eine genaue Beschreibung des Verfahrens kann in [168] nachgelesen werden.

Die hierfür verwendeten Versuchsparameter sind in Tabelle 4-8 aufgelistet. Als wichtigste Faktoren zur Beurteilung der Fließfähigkeit eines Metallpulvers konnten bereits der Lawinenwinkel und das Oberflächenfraktal identifiziert werden. [168]

Tabelle 4-8: Versuchsparameter der durchgeführten Fließfähigkeitsanalysen.

Durchläufe	Geschwindigkeit	Bildrate	Vorlaufzeit	Lawinenanzahl
3	0,6 U/min	15 fps	30 s	128

4.4. Absorptionsmessung

Zur Ermittlung der Absorptionskoeffizienten der Pulver wird eine Absorptionsmessung in Form einer kalorimetrischen In-Situ-Messung durchgeführt. Anschließend werden die Messergebnisse mit Hilfe der Software Matlab ausgewertet. Der verwendete Versuchsaufbau wird von Schnell et al. in [169] vorgestellt.

Für die Messung werden Thermoelemente des Typs K mit einem Temperaturbereich von 0 – 1300 °C verwendet [170]. Die Thermoelemente werden jeweils an eine Substratscheibe aus C45-Stahl mit einem Durchmesser von 10 mm geschweißt. Dies erfolgt mit einem Punktschweißgerät Weldom TP2N. Die vorbereiteten Substratscheiben mit angeschweißten Thermoelementen werden anschließend in einen Silikatblock eingepresst und im Bauraum in der Mitte der Bauplattform eingespannt (Bild 4-4). Der Silikatblock dient hierbei zur thermischen Isolierung der Scheiben.

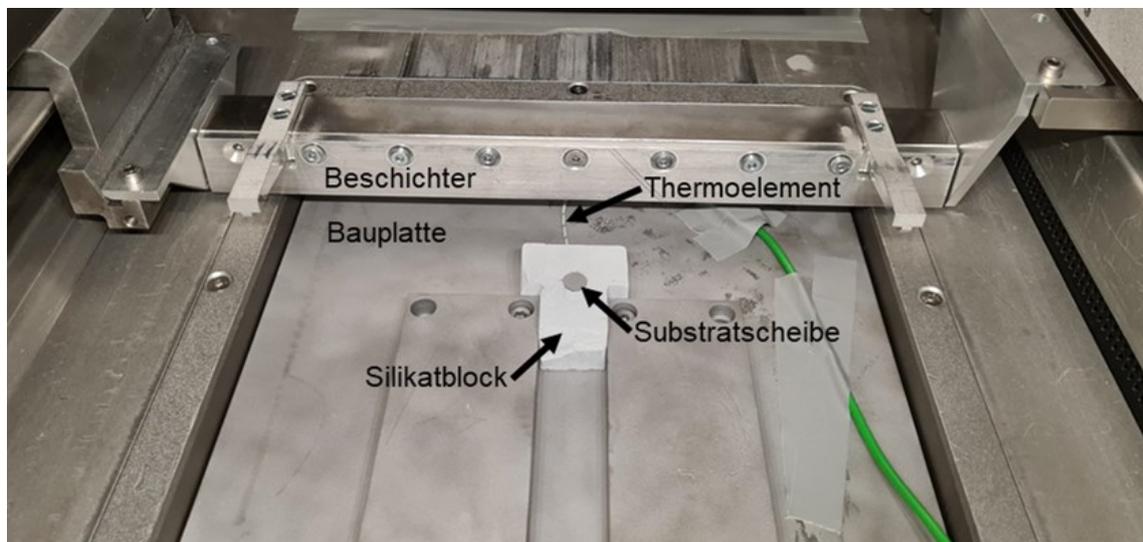


Bild 4-4: Aufbau zur Absorptionsmessung in der PBF-LB/m-Anlage SLM 280 HL.

Die Thermoelemente werden über eine Klemme an ein Kabel angeschlossen, das aus der Baukammer geführt und an den WebDAQ-Datenlogger angeschlossen wird. Hier werden die Messwerte mit einer Abtastrate von 75 Hz erfasst und gespeichert. Der Datenlogger wird über ein Webinterface bedient. Hierfür wird über einen Webbrowser eine direkte Verbindung zum Logger hergestellt. Über das Webinterface werden die erfassten Messwerte in Echtzeit dargestellt [171].

Für die Auswertung werden die Messdaten als CSV-Datei exportiert. Die Messung wird bei Umgebungstemperatur mit Stickstoff als Inertgas mit dem in Tabelle 4-9 dargestellten Parameterfenster durchgeführt. Die Belichtung während des Baujobs erfolgt orthogonal zur Richtung des Schutzgasstroms, um den Einfluss des Schutzgasstroms auf die Messungen konstant zu halten. Ein ungleichmäßiges Abkühlen der Schweißbahn soll so vermieden werden. Für die Messung wird mittig auf den Substratscheiben eine Kreisfläche mit einem Durchmesser von 9 mm belichtet. Zur Gewährleistung von konstanten thermischen Ausgangsbedingungen erfolgt nach jeder Belichtung eine Abkühlphase auf die initiale Bauraumtemperatur. Von jedem Material werden jeweils fünf Schichten aufgebaut. Jansen et al. [172] haben festgestellt, dass die effektive Schichtdicke der ersten verfestigten Schicht von der Soll-Höhe abweicht, in deren Folge die Höhe der folgenden Pulverschicht zunimmt. Um den Einfluss dieses Effekts auf die Absorptionsmessung zu reduzieren, werden nur die letzten drei Schichten jeden Materials ausgewertet.

Tabelle 4-9: Fertigungsparameter zur Absorptionsmessung.

Laserleistung	Fokussdurchmesser	Hatch	Scangeschwindigkeit	Schichtdicke
120 W	82 μm	70 μm	700 mm/s	30 μm

Für die Berechnung der mittleren Absorptionskoeffizienten anhand der Messwerte wird die in Bild 4-5 dargestellte Energiebilanz angenommen. Die Werte für Wärmeverlust durch Strahlung, Wärmeleitung und Verdampfung sind vernachlässigbar, daher werden diese Werte nicht in der Berechnung berücksichtigt [173].

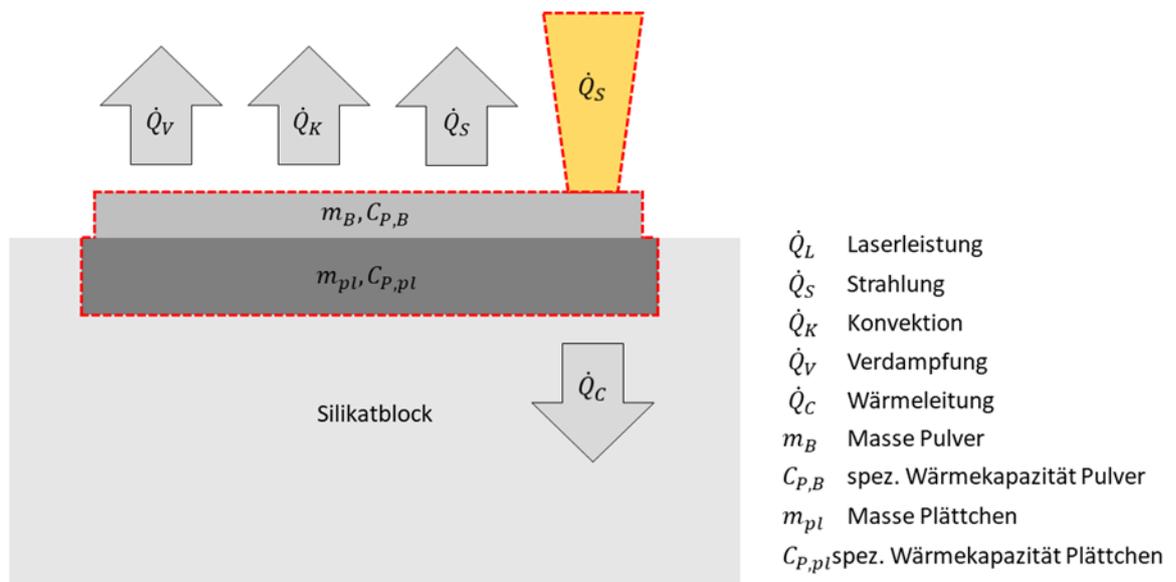


Bild 4-5: Schematische Darstellung der Energiebilanz während der Absorptionsmessung (Bilanzgrenzen rot gestrichelt dargestellt).

Für die Auswertung der Messergebnisse wird ein Matlab-Skript verwendet, das bereits im Voraus zu dieser Arbeit am Lehrstuhl Fertigungstechnik der Universität Duisburg-Essen erstellt wurde. Über das Skript werden die Messwerte in Matlab eingelesen; auf deren Basis wird eine Kurvenanalyse durchgeführt, anhand derer die Aufheiz- und Abkühlphase voneinander unterschieden werden. Anschließend wird die Newton'sche Abkühlkurve iterativ der Abkühlkurve der Messwerte angenähert. Über dieses Fitting wird der Koeffizient k des Newton'schen Abkühlgesetzes ermittelt. Mit der folgenden Formel wird dann der effektive Absorptionskoeffizient berechnet:

$$\alpha_{eff} = \frac{m \cdot c_p}{P} \cdot \left[\frac{T_1 - T_0}{t_1 - t_0} + k(T(t) - T_0) \right] \quad (4-1)$$

P steht dabei für die Laserleistung, m für die Massen und c_p für die Wärmekapazitäten von Substratscheibe und Pulver, $T_1 - T_0$ steht für den Temperaturunterschied von Strömung und Versuchskörper und $t_1 - t_0$ definiert die Zeit der Aufheizphase. Für die Berechnung müssen Laserleistung, Wärmeübertragungsfläche, Masse des Pulvers, Wärmekapazität des Pulvers (c_p), Masse der Substratscheibe und deren Wärmekapazität, Scangeschwindigkeit und Hatch in das Matlab-Skript eingegeben werden. Die c_p -Werte der Pulver werden in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung berechnet. Die verwendeten Werte für die Berechnung des c_p für in Tabelle 4-6 verwendeten Pulvervarianten sind in Tabelle 4-10 dargestellt.

Tabelle 4-10: Stoffwerte der einzelnen Legierungselemente für die Berechnung des jeweiligen c_p des HMnS und der auflegierten HMnS-Varianten aus [174–176].

	Eisen	Mangan	Kohlenstoff	Silizium	Aluminium
c_p [J/Kg*K]	439	480	715	741	896

4.5. Ultraschallunterstützte PBF-LB/M-Fertigung

Für die Untersuchungen zur US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung in Kapitel 5 wurde ein US-Generator mit einer maximalen Leistung von 1000 W bei einer konstanten Frequenz von 40 kHz sowie einem US-Wandler mit 100 W eingesetzt. Weiterhin wurden zwei verschiedene Versuchsanordnungen erarbeitet. Die erste Anordnung wurde zur generellen Realisierung des Fertigungskonzeptes entwickelt, die zweite Anordnung zur Kombination des Fertigungskonzeptes mit einer High-Speed-Kamera (HSK) zur Einfluss-Evaluierung des USs auf das lose Pulver.

4.5.1. Aufbau zur Realisierung des Fertigungskonzeptes

Die grundlegende Konstruktion zur Realisierung des Fertigungskonzeptes orientiert sich an der Bauraumverkleinerung der verwendeten SLM 280 PBF-LB/M-Anlage, wobei eine maximale Baufläche von ca. 100 mm x 100 mm verbleibt (Bild 4-6). Um einen möglichst großen Einfluss des

USs auf die Schmelze zu gewährleisten, muss der US-Wandler möglichst nah an der Bauplattform montiert sein.

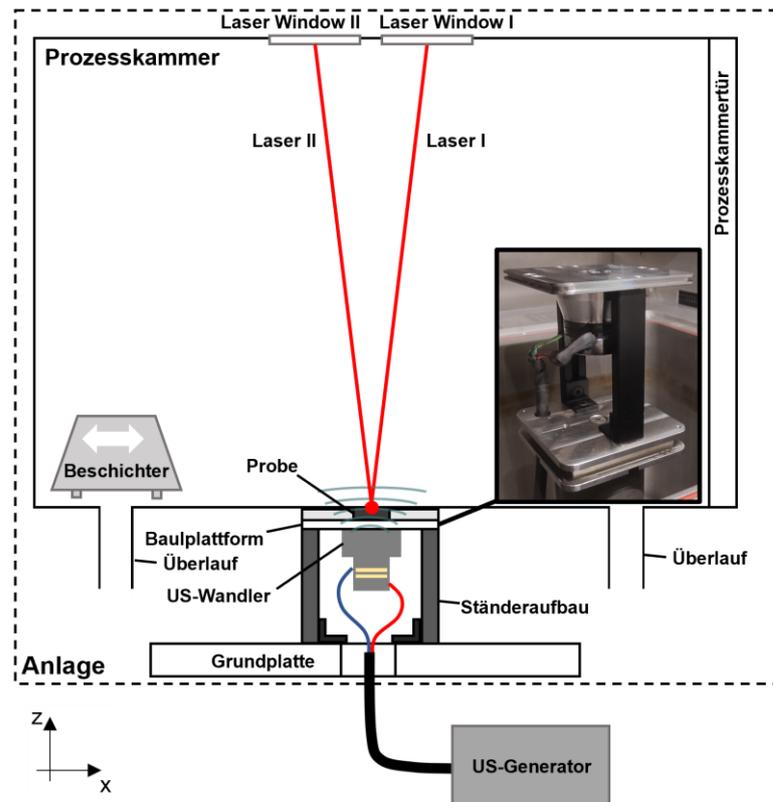


Bild 4-6: Versuchsaufbau zur Realisierung des Fertigungskonzeptes zur US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung an der SLM 280 HL-Anlage (In Anlehnung an [177]).

Hierzu wurde aufbauend auf dem Plattformträger der Bauraumverkleinerung ein Zwischenraum über Aluminiumprofile zur Montage des US-Wandlers über eine M10 x 1,0-Schraubverbindung mit Feingwinde realisiert. Die Spannungsversorgung des US-Wandlers wurde über eine Bohrung im Plattformträger und durch die Grundplatte gasdicht aus der Anlage geführt. Außerhalb der Anlage wurde ein US-Generator angeschlossen. Der verwendete US-Wandler besitzt eine maximale Leistung von 100 W, die über den US-Generator mit einer maximalen Leistung von 1000 W bei einer Frequenz von 40 kHz erzeugt wird. Dies ermöglicht theoretisch eine gleichzeitige Verwendung von bis zu zehn 100 W US-Wandlern.

4.5.2. Aufbau zur Einfluss-Evaluierung des Ultraschalls auf loses Pulver

Da das entwickelte Fertigungskonzept nicht nur einen Einfluss auf das entstehende Schmelzbad bzw. dessen Erstarrung haben kann, sondern auch auf das für den Fertigungsprozess benötigte lose Pulver, wurde eine Analyse mittels HSK-System gewählt. Aufgrund des vorgegebenen Arbeitsbereichs des in [177] vorgestellten HSK-Systems musste der Aufbau in seiner Position auf der Grundplatte der verwendeten SLM 280 HL PBF-LB/M-Anlage angepasst werden. Eine schematische Darstellung des Aufbaus findet sich in Bild 4-7.

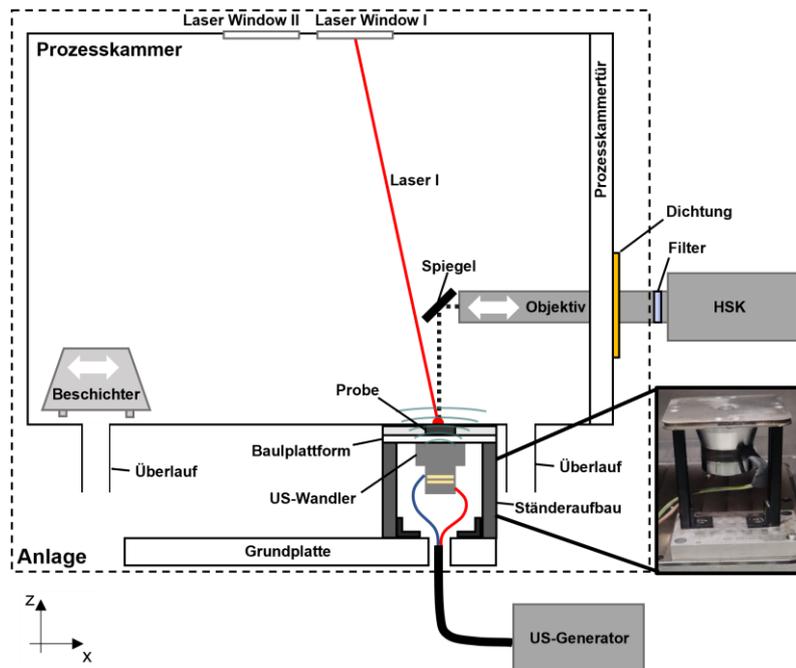


Bild 4-7: Versuchsaufbau zur Durchführung der HSK-Aufnahmen während der US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung an der SLM 280 HL-Anlage (In Anlehnung an [177]).

Für die beschriebenen Versuche wird eine Nova Fastcam S6 HSK der Photron GmbH verwendet [178]. Die Kamera ist mit einem 20,48 mm x 20,48 mm großen Bildsensor ausgestattet, was bei einer Auflösung von 1024 Pixel x 1024 Pixel einer Größe von 20 μm x 20 μm entspricht. Der monochrome Bildsensor bietet eine hohe Lichtempfindlichkeit von ISO 64.000. Die maximale Bildrate der Kamera beträgt bei der höchsten Auflösung 6.400 Bilder pro Sekunde, kann aber durch Reduzierung der verwendeten Pixelanzahl auf bis zu 800.000 FPS erhöht werden. Ein SP785 Nah-IR dichroitischer Kurzpassfilter von Midwest Optical Systems Inc. wird eingesetzt, um Streustrahlung während der Analyse der Schmelzbadintensitäten zu reduzieren [179]. Der spezifische Wellenlängenbereich, in dem die Strahlung mit über 90 % Effizienz durchgelassen wird, liegt zwischen 425 nm und 770 nm. Weniger als 0,02 % der vom SLM 280 HL-Laser emittierten Intensität wird durch diesen Filter übertragen. Als Objektiv wird ein 12X-Distanz-Makro-Zoomobjektiv von Navitar Inc. verwendet [180]. Die Kombination aus Kamera und Objektiv ermöglicht eine Vergrößerung und damit eine hochauflösende Bilddarstellung des Sichtfeldes (Field of View; FOV) mit 1,44 $\mu\text{m}/\text{Pixel}$. Der Arbeitsabstand ist von 73 mm bis 85 mm einstellbar. Da die Kamera und das Objektiv horizontal angeordnet sind, muss ein Spiegel zum Umlenken des Strahlengangs zum Fertigungsbereich verwendet werden. Hierfür wurde ein silberbeschichtetes Quarzglas mit einer Oberflächenebenheit von $\lambda/20$ verwendet [181]. Der Spiegel reflektiert einfallende spektrale Strahlung mit Wellenlängen von 450 nm bis 10.000 nm bei einer Effizienz von über 98 %.

Um eine möglichst homogene Schichtdicke von 40 μm zu realisieren, wurden zu Beginn der Untersuchungen fünf Schichten eines 20 mm x 30 mm Würfels aufgebaut. Ferner ermöglicht dies

realistische Randbedingungen hinsichtlich der Oberflächenrauheit der darunterliegenden aufgeschmolzenen Schichten und der möglicherweise damit verbundenen Packungsdichte der Pulverschicht.

4.6. PBF-LB/M-Fertigung von hybriden Sandwichblechen

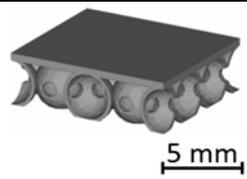
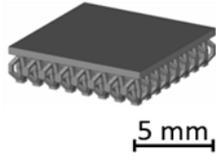
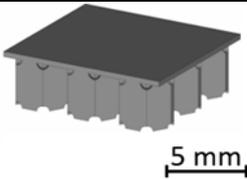
4.6.1. Verwendete Kerngeometrien

Die verwendeten Kerngeometrien sind in Tabelle 4-11 beschrieben und wurden am Institut für Leichtbau und Umformtechnik der TU Dortmund im Rahmen eines gemeinsamen DFG-Projektes (WI 2118/9-3) entwickelt. Bei den Geometrien handelt es sich um unterschiedliche Strukturen klassischer Leichtbauelemente, jedoch alle mit einer Dicke der oberen Deckschicht von 0,3 mm. Eine ausgewählte Struktur ist die Wabengeometrie (HC). Die Querschnittsfläche ist in gleichmäßige sechseckige Waben mit einer konstanten Wandstärke von 0,18 mm unterteilt. Am oberen und unteren Ende der Kerngeometrie sind Löcher vorgesehen, um das lose Pulver zu entfernen.

Als weitere Kernstruktur wurde eine Tragwerkgeometrie (FW) gewählt. Der Aufbau der Geometrie ist x-förmig, wobei jedes Element dreidimensional ist. In der Mitte befindet sich eine Querschnittsfläche, von der vier Streben nach oben und unten verlaufen, jeweils mit einem seitlichen Versatz. Die einzelnen Streben haben eine Nenndicke von 0,25 mm. Die Anschlusspunkte bestehen aus vier Stäben und weisen daher eine Dicke von 0,5 mm auf. Im Vergleich zu den anderen Geometrien ist die Gesamthöhe mit 2,48 mm deutlich geringer.

Eine weitere verwendete Kerngeometrie ist die HDP-Geometrie. Diese Abkürzung lässt sich aus der Theorie des hexagonalen Kristallsystems ableiten und steht für ein hexagonales, dicht gepacktes Gitter. Die dreidimensionalen Kugeln gleicher Größe sind jeweils an vier Kontaktpunkten mit den umgebenden Kugeln verbunden. An den Kontaktpunkten wird die Kontaktfläche durch ebene Schnitte der jeweiligen Kugel vergrößert. Es entsteht jeweils eine kreisförmige Aussparung, die die Hohlräume miteinander verbindet und die Entnahme von losem Pulver ermöglicht.

Tabelle 4-11: Eigenschaften der verwendeten Kerngeometrien zur PBF-LB/M-Fertigung der hybriden Sandwichbleche.

	HDP	FW	HC
			
Wanddicke [mm]	0,20	0,25	0,18
Höhe [mm]	3,64	2,48	3,64
sheet/core ratio	3,52	5,83	7,18

4.6.2. Vakuumpanssystem

Vor der Herstellung der Hybrid-Sandwichbleche muss ein Spannsystem entwickelt werden, das die erfolgreiche Durchführung des Fertigungsprozesses sicherstellt. Um eine hohe Bauteilqualität zu erreichen und die notwendige Prozessstabilität zu gewährleisten, muss das eingelegte gewalzte Deckblech plan und stabil fixiert werden. Im Rahmen des Leichtbaus sind Blechdicken von weniger als 1 mm sinnvoll. Um diese Anforderungen (hohe Prozessstabilität, geringe Blechdicke) realisieren zu können, ist ein Befestigungssystem notwendig, das in der Lage ist, eine ausreichende negative Kraft in z-Richtung ohne formschlüssige Verbindung zu erzeugen. Als geeignetes Konzept wurde daher ein Vakuum-Spannsystem gewählt, das im Folgenden näher beschrieben wird.

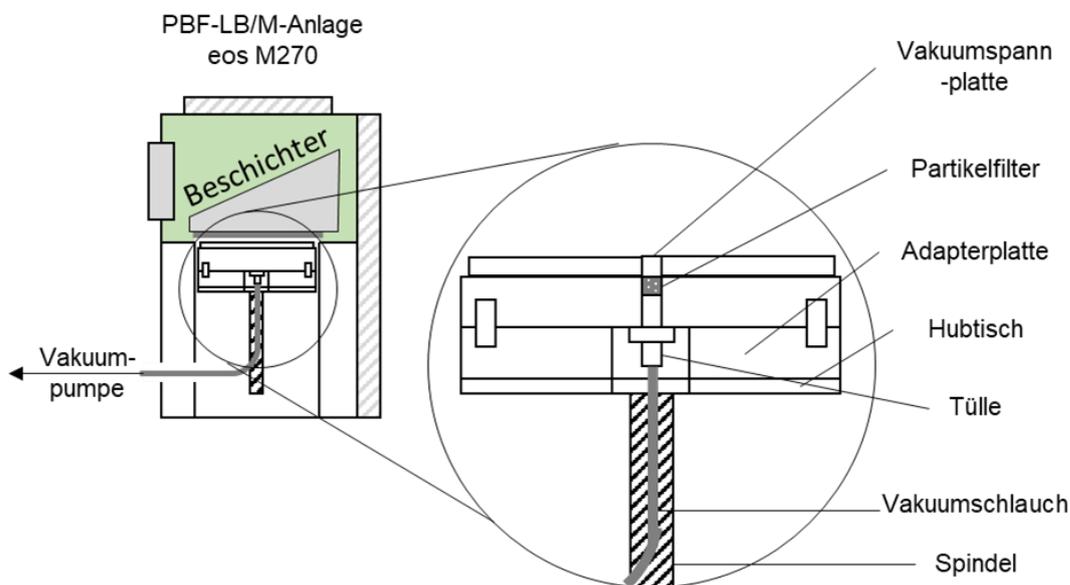


Bild 4-8: Schematische Darstellung des in eine eos M270 PBF-LB/M-Maschine integrierten Vakuumpanssystems.

Eine schematische Darstellung der Hauptkomponenten des Spannsystems ist in Bild 4-8 zu sehen. Darüber hinaus sind weitere Abbildungen des realen Aufbaus in Anhang A - 4 und Anhang A - 5 zu finden. Das System ist für die Integration in eine EOS M270 PBF-LB/M-Maschine der Firma eos GmbH konzipiert. Die Vakuumpansplatte befindet sich innerhalb der Baukammer und ist über eine Adapterplatte mit dem Hubtisch der Plattform verbunden. Es können Bleche mit Abmessungen von bis zu 200 mm x 200 mm montiert werden. Eine Tülle an der Unterseite der Vakuumpansplatte sorgt für einen geschlossenen Anschluss an den Vakuumschlauch. Der Vakuumschlauch, der mit einer Tülle an die Vakuumpansplatte angeschlossen wird, wird über einen Servicetunnel, der für die Verkabelung der konventionellen Heizeinheit vorgesehen ist, aus dem System geführt. Am anderen Ende des Vakuumschlauches wird die Vakuumpumpe angeschlossen. Zum Schutz der Pumpe vor Pulverpartikeln, die aus der Baukammer angesaugt werden können, befindet sich an beiden Enden des Schlauchsystems, nach der Vakuumpansplatte und vor der Pumpe, ein Partikelfilter. Bei der verwendeten Vakuumpumpe

handelt es sich um das Modell E2M1.5 von Edwards Ltd. UK, das für den Dauerbetrieb ausgelegt ist. Die Motorleistung beträgt 0,16 kW bei einer konstanten Drehzahl von 2800 U/min mit einem Saugvolumen von 1,8 m³/h und einem Enddruck von 0,003 mbar. Die erforderliche Spannfläche kann durch eine entsprechende Dichtungsschnur (Durchmesser 2,5 mm) definiert werden.

4.6.3. In-situ-Temperaturmessung

Um den Einfluss der verschiedenen Prozessparameter auf die thermisch induzierte Verformung des gewalzten Blechs zu klären, wurde eine In-situ-Temperaturmessung durchgeführt. Der verwendete Aufbau ermöglichte eine Abschätzung der thermischen Historie im gewalzten Blech und kann somit Aufschluss über die damit verbundenen thermischen Spannungen geben.

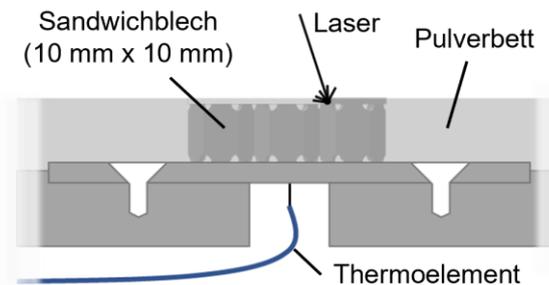


Bild 4-9: Aufbau zur In-situ-Temperaturmessung. Eine detaillierte Beschreibung des Aufbaus ist in [182] zu finden.

Der grundlegende Aufbau des Messsystems ist in Bild 4-9 dargestellt. Eine detaillierte Beschreibung des Aufbaus kann darüber hinaus in [182] gefunden werden. Hier wurde eine C45-Stahl-Substratplatte von 220 mm x 220 mm auf einer Adapterplatte mit minimaler Kontaktfläche fixiert. Die verwendete Grundplatte hat eine Aussparung, sodass die Verkabelung für das Thermoelement von unterhalb der Substratplatte durch den Schacht der Bauplatzform geführt werden kann. Das Thermoelement wurde direkt mit der Scheibe verschweißt, um eine minimale thermische Trägheit zu gewährleisten. Zum Auslesen der Daten wurde ein Testo 635-Gerät mit einer Genauigkeit von 0,3 °C verwendet.

4.6.4. Numerische Analyse der PBF-LB/m-Fertigung der hybriden Sandwichbleche

Die numerischen Untersuchungen wurden mit Hilfe der Software COMSOL Multiphysics (Version 6.1) durchgeführt. Die eingesetzten Kerngeometrien und das erstellte Modell sind in Bild 4-10 abgebildet. Hierfür verwendete physikalische Kennwerte und Randbedingungen sind in Tabelle 4-12 gelistet. Zur Vereinfachung der Simulation erfolgte die Belichtung über die gesamte Fläche des oberen Deckbleches. Darüber hinaus wurde nur die Belichtung der ersten Schicht des oberen Deckbleches untersucht, da dies den prozesskritischsten Bereich beschreibt, wie die in Kapitel 6.3.2 beschriebenen Ergebnisse verdeutlichen.

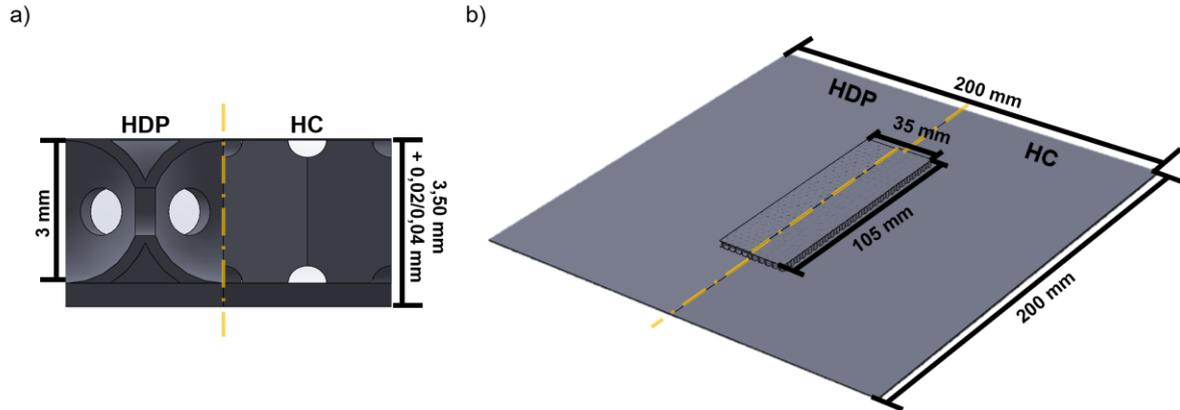


Bild 4-10: Darstellung der verwendeten Kerngeometrien HC und HDP als Einzelzellen in a) und das für die numerische Analyse verwendete Modell bestehend aus dem 200 mm x 200 mm gewalzten Blech und der darauf aufgebauten Kernstruktur mit einer Fläche von 105 mm x 35 mm in b). Die Kernstruktur beinhaltet dabei ein je nach Parametersatz 20 μm bzw. 40 μm dickes oberes Deckblech.

Da die zwei betrachteten Prozessparameter unterschiedliche Schichtstärken beinhalten, wurde dies ebenfalls innerhalb der numerischen Modelle berücksichtigt. Alle weiteren verwendeten Prozessparameter sind in Tabelle 4-13 dokumentiert.

Tabelle 4-12: Materialkennwerte der durchgeführten numerischen Untersuchungen (Materialkennwert aus [183] für 1.4542 und basierend auf Berechnungen mit der Software JMatPro Vers. 10.1 [184] für DC01).

	1.4542	DC01
E-Modul [kN/mm²]	204,2	210,9
Poissonzahl	0,291	0,289
Wärmekapazität [J/kg K]	0,475	0,451
Wärmeleitfähigkeit [W/m K]	15,2	67,2
Dichte [g/cm³]	7,8	7,8

Tabelle 4-13: Simulationsparameter der durchgeführten numerischen Untersuchungen.

	Simulationsparameter			
	HC		HDP	
	Ref	E _v -	Ref	E _v -
Dickes oberes Deckblech [mm]	0,02	0,04	0,02	0,04
Belichtungsdauer [s]	117,55	167,93	114,09	162,99
Nachlaufzeit [s]	15,0	15,0	15,0	15,0
Absorption	0,4	0,4	0,4	0,4

4.7. Werkstoffanalyse

4.7.1. Schliifprobenherstellung

Bei der Phasenanalyse handelt es sich um eine Bildanalyse zur Bestimmung der relativen Dichte einer Probe auf Basis deren Schliifbildes [51]. Anhand der Phasenanalyse kann der prozentuale Anteil möglicher Defekte durch einen Vergleich schwarzer und weißer Phasen bestimmt werden. Ferner können Verteilung, Größe und Form von Poren bestimmt sowie weitere Defekte, wie Risse

und Bindungsfehler, ermittelt werden. Die Analyse wird mit der Software Stream Essentials der Firma Olympus GmbH durchgeführt [185].

Präparation der Probekörper

Die Grundlage zur Durchführung einer Dichtemessung mittels bildgestützter Phasenanalyse bilden metallografisch präparierte Schliffproben. Die Präparation beinhaltet das Trennen, Einbetten, Schleifen und Polieren der Proben. Ziel der Vorbereitung ist es, eine glatte Oberfläche zu erhalten, die die tatsächliche Mikrostruktur der Probe zeigt. Die metallographische Vorbereitung wird nach Norm DIN EN ISO 4499-1 durchgeführt. [186]

Trennen

Im ersten Präparationsschritt kann es erforderlich sein, die Probekörper in kleinere Proben zu trennen. Für aussagekräftige Ergebnisse wurden die Proben so getrennt, dass sowohl Längs- (x-z-Ebene) als auch Querschliffe (x-y-Ebene) erstellt werden können.

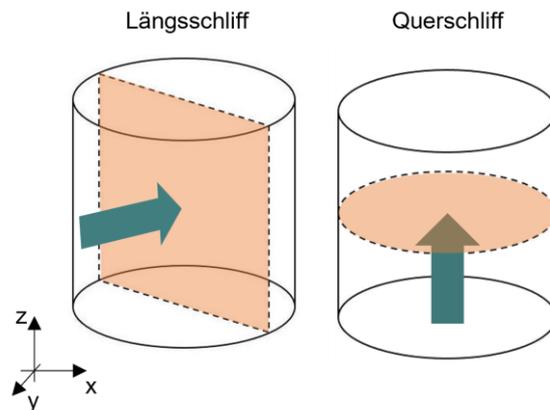


Bild 4-11: Schematische Darstellung der Schliffebenen, Längs- und Querschliff (türkisfarbene Pfeile beschreiben den jeweiligen Blickwinkel).

Einbetten

Im nächsten Vorbereitungsschritt werden die aufgetrennten Proben für eine bessere Handhabung in Harz eingebettet. Hierfür wird ein wärmehärtendes, mit Graphit gefülltes Harz verwendet, das von der Firma Kulzer GmbH unter dem Namen Technoterm 3000 vertrieben wird [187]. Die Proben werden mit Hilfe einer Warmeinbettpresse Opal 460 der Firma ATM bei 180 °C unter 80 bar Druck für 15 Minuten in eine Zylinderform gepresst. Hierfür wird der Presse neben den Probekörpern so viel des pulverförmigen Harzes beigegeben, bis die Proben vollständig bedeckt sind.

Schleifen

Auf das Einbetten der Proben folgt das Schleifen. Hier sollten mindestens 200 µm der Oberfläche abgetragen werden, um ein repräsentatives Schliffbild der Oberfläche zu erhalten. Der

Schleifprozess findet in mehreren Schritten statt, in denen jeweils feiner werdende Schleifmittel eingesetzt werden. [186]

Dementsprechend werden die Probekörper mit Schleifscheiben der Korngrößen 220 µm bis 800 µm bei einem Druck von 2 bar nass geschliffen. Die Proben werden mit jeder Körnung für jeweils zwei Minuten bearbeitet.

Polieren

Im letzten Schritt der metallographischen Präparation werden die geschliffenen Proben poliert. Hierfür werden Poliertücher und eine Diamantschleifsuspension verwendet, die in ihrer Korngröße und im verwendeten Schmiermittel variieren.

Für diese Arbeit werden die Proben im ersten Polierschritt mit einem Dac-Poliertuch in Kombination mit einer Diamantsuspension der Korngröße 6 µm bearbeitet. Im zweiten Schritt werden ein Nap-Poliertuch und eine Diamantsuspension mit einer Korngröße von 1 µm verwendet. In beiden Arbeitsgängen werden die Proben für vier Minuten bei 20 N gegen das Poliertuch rotierend poliert.

4.7.2. Dichtemessung mittels bildgestützter Phasenanalyse

In der Dichtemessung wird die relative Dichte der gefertigten Proben ermittelt. Hierfür werden Aufnahmen der präparierten Proben bei zehnfacher Vergrößerung mit Hilfe des Lichtmikroskops erstellt. Hierfür wurde das Lichtmikroskop BX51 der Firma Olympus GmbH verwendet. Je nach Probengröße werden bis zu fünf Bilder je Probe für die Auswertung aufgenommen. Dies gewährleistet nach [51] die Ermittlung einer für das Gesamtvolumen repräsentativen relativen Dichte.

Die Auswertung der Bilder wird wie oben beschrieben mit der Software Stream Essentials von Olympus durchgeführt. Hier wird in den einzelnen Aufnahmen die Region eingegrenzt, die für die Auswertung genutzt werden soll. Innerhalb eines definierten Analysebereichs wertet die Software automatisch den jeweiligen Anteil zweier Phasen aus. Die Phasen werden anhand ihrer Helligkeit unterschieden. Bildparameter wie Helligkeit und Kontrast können manuell oder automatisch angepasst werden. Darüber hinaus kann die kleinste zu berücksichtigende Größe von Partikeln definiert werden. Sind die Randbedingungen definiert, analysiert die Software jede Aufnahme und bildet aus den Einzelergebnissen das Gesamtergebnis der Dichteanalyse.

4.7.3. Lichtmikroskopische Analyse der Kornstruktur

Um die Korngrenzen der Probekörper mit dem Lichtmikroskop abbilden zu können, muss nach der Schliffprobenherstellung eine Ätzung der Oberfläche erfolgen.

Ätzen

Das Ätzen der Schliiffproben dient dazu, die Kornorientierung der gefertigten Probekörper freizulegen. Hierfür wurde in dieser Arbeit das Verfahren des elektrolytischen Ätzens verwendet.

Als Ätzmittel wurde ein Säuregemisch aus:

- 700 ml Ethanol absolut,
- 120 ml destilliertem Wasser,
- 100 ml Diethylenglycolmonobuthylether und
- 78 ml Perchlorsäure

verwendet.

Zum elektrolytischen Ätzen wurden die in Tabelle 4-14 gelisteten Parameter verwendet. Der Vorgang des elektrolytischen Ätzens wird so lange wiederholt, bis die Kornstruktur des Probekörpers vollständig zu erkennen ist.

Tabelle 4-14: Parameter des elektrolytischen Ätzvorgangs.

Spannung	Flussrate	Dauer
4 V	12	5 s

4.7.4. Rasterelektronenmikroskopie

In Bild 4-12 ist das verwendete Rasterelektronenmikroskop (REM) des Herstellers JEOL abgebildet. Die Modellbezeichnung des Mikroskops lautet JSM-IT500LV. Auf Basis des Referenzdisplays mit den Maßen 128 mm x 96 mm können Aufnahmen von einer 5-fachen bis zu einer 300.000-fachen Vergrößerung gemacht werden. Der Kammerdruck ist von 10 Pa bis zu 650 Pa einstellbar. Zudem ist das Gerät mit einem für diese Arbeit genutzten Detektor (C-Nano) zur Analyse der Elektronenrückstreubeugung (engl. electron backscatter diffraction; EBSD) ausgestattet. Hiermit können kristallographische Analysen mit einer Auflösung von 1244 x 1024 Pixeln mit einer Aufnahmegeschwindigkeit von bis zu 400 pps (pattern per second) erstellt werden.

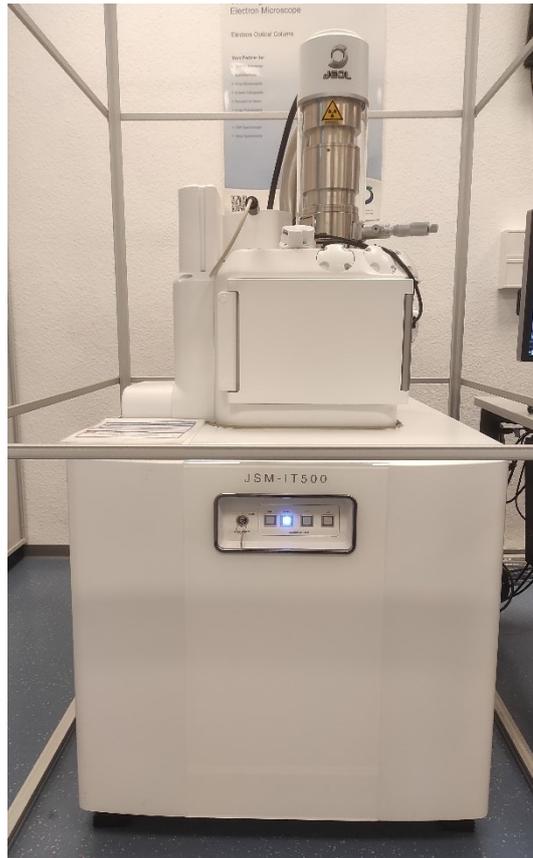


Bild 4-12: Rasterelektronenmikroskop JSM-IT500LV des Herstellers JOEL.

4.7.5. Röntgendiffraktometrie

Die Röntgendiffraktometrie (engl. X-ray diffraction; XRD) dient der qualitativen Ermittlung der kristallographischen Phasen der Probekörper. Der Versuch wurde an der X'pert Pro (Bild 4-13) der Fa. PANalytical durchgeführt. Die Messung erfolgte von 30° bis 80° .



Bild 4-13: Röntgendiffraktometer X'Pert Pro des Herstellers PANalytical.

Ferner wurden die Phasenanalysen mittels XRD entlang der Aufbaurichtung durchgeführt. Dahingehend gilt es zu beachten, dass die Phasenzusammensetzung von Querebenen der PBF-LB/M-Bauteile von der Phasenzusammensetzung der Längsebenen abweichen kann. Grund hierfür ist die stark gerichtete Mikrostruktur [110,188].

4.8. Werkstoffprüfung

4.8.1. Zugversuch

Sowohl die Versuchsdurchführung als auch die Auswertung der Kennwerte erfolgen nach DIN EN ISO 6892-1 [189] und unter Bezugnahme der Empfehlung für PBF-LB/M-Bauteile nach VDI-Richtlinie 3405 Blatt 2 [51].

Innerhalb dieser Arbeit wurden zwei unterschiedliche Zugprobengeometrien verwendet. Für die Versuche aus Kapitel 6.1 wurden Zugproben der Form B (B5 x 25) nach DIN 50125 genutzt. Dabei handelt es sich um eine Rundprobe mit einem kreisförmigen Querschnitt und Gewindeköpfen. Die Maße der Zugproben sind in Bild 4-14a dargestellt.

Für die Versuche in Kapitel 5 und Kapitel 6.2 wurden miniaturisierte Zugproben eingesetzt. Die Maße können aus Bild 4-14b entnommen werden. Die verwendete Zugprobengeometrie orientiert sich an der Zugprobengeometrie Form E der DIN 50125 und hält die hierin vorgegebenen Geometrieverhältnisse ein [190]. Die Reduzierung der Probenabmessungen erlaubte ebenfalls eine Minderung der benötigten Pulvermenge zum Aufbau vertikaler Proben, was insbesondere für die in Kapitel 6.2 durchgeführte Charakterisierung des auflegierten HMnS von Vorteil war.

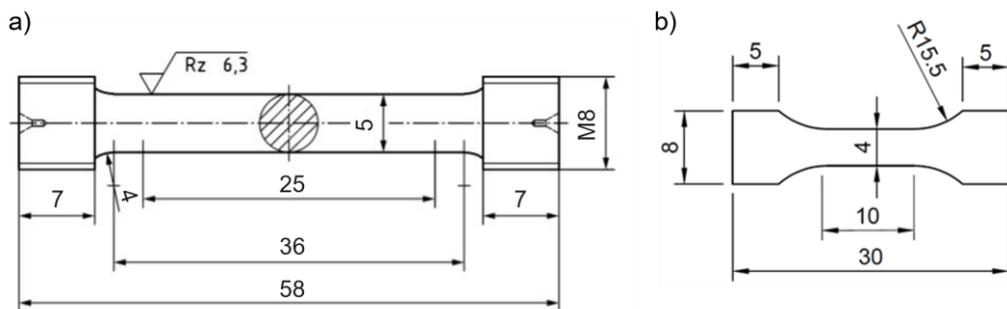


Bild 4-14: a) Zugprobengeometrie nach DIN 50125 Form B (B5 x 25) und b) verwendete Zugprobengeometrie nach DIN 50125 Form E in Dicke: 1,5 mm, alle Angaben in mm [190].

5. Ultraschallunterstützte PBF-LB/M-Fertigung zur Reduzierung der mechanischen Anisotropie

Wie eingangs beschrieben, weisen PBF-LB/M-Bauteile eine charakteristische Anisotropie der mechanischen Eigenschaften auf (vgl. Kapitel 2.4). Insbesondere bei der Bauteilauslegung und der damit verbundenen mechanischen Simulation innerhalb des Produktentstehungsprozesses ergeben sich hierdurch Herausforderungen bzw. Hemmnisse zur Wahl des PBF-LB/M-Prozesses als Fertigungstechnologie. Wie in Kapitel 2.8.2 beschrieben, hat eine US-Anregung unterschiedliche Auswirkungen auf die Erstarrung einer Metallschmelze. Dabei kann die Erhöhung der Keimstellenanzahl eine Möglichkeit darstellen, die Mikrostruktur zu homogenisieren. Im Mittelpunkt dieser Untersuchungen steht daher die wissenschaftliche Fragestellung:

Welche Auswirkung hat die US-Anregung während des PBF-LB/M-Aufbaus auf die Mikrostruktur und die hieraus resultierende mechanische Anisotropie der aufgebauten Proben?

Die hierfür erforderlichen konstruktiven Anpassungen an der verwendeten SLM 280HL PBF-LB/M-Anlage sind in Kapitel 4.5 dargestellt. Um einen grundlegenden Funktionsnachweis des entwickelten Fertigungskonzepts zu ermitteln, erfolgte im Vorfeld der Probenfertigung ein Machbarkeitsnachweis.

5.1. Machbarkeitsnachweis

Die erste Phase dieser Untersuchung konzentriert sich auf die Analyse des grundlegenden Einflusses der US-Anregung auf den Erstarrungsprozess der Schmelze. Dies wird erreicht, indem Einzelspuren auf der Oberfläche von bereits aufgebauten Proben belichtet werden. Darüber hinaus wurden die Prozessparameter mit dem Ziel entwickelt, ein möglichst großes Schmelzbadvolumen zu erzeugen und somit eine möglichst lange Anregung des USs auf die Metallschmelze hervorzurufen. Zu diesem Zweck erfolgte eine Verschiebung des Laserfokus um 20 mm entlang der z-Richtung. Durch vorangegangene Versuchsreihen, wie im Anhang A - 2 dokumentiert, konnte belegt werden, dass diese Verschiebung eine Vergrößerung des effektiven Fokusedurchmessers von 120 μm (0 mm z-Verschiebung) auf 250 μm (20 mm z-Verschiebung) bewirkt. Der Begriff ‚effektiver Fokusedurchmesser‘ bezieht sich in diesem Zusammenhang auf die Breite der erzeugten Spuren, die bei der Belichtung von eloxierten Aluminiumplatten mithilfe eines Lichtmikroskops messbar ist, wie im Anhang A - 3 dargestellt. Eine Darstellung der verwendeten Belichtungsparameter und -strategien findet sich in Bild 5-1a.

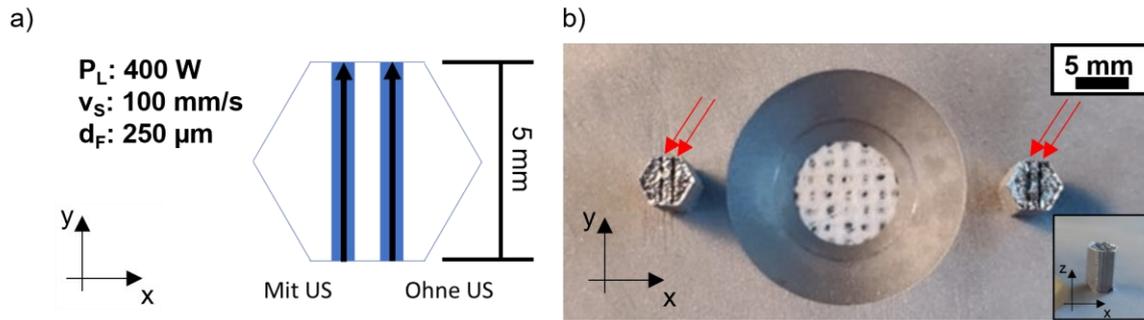


Bild 5-1: Darstellung der Belichtungsstrategie sowie die verwendeten Fertigungsparameter in a) mit Laserleistung P_L , Scangeschwindigkeit v_S und effektivem Fokussdurchmesser d_F sowie Darstellung der aufgebauten Proben in Draufsicht (rote Pfeile zeigen die belichteten Schmelzbahnen an) und unten rechts in Seitenansicht in b).

Um den Einfluss der US-Anregung vom Einfluss des vergleichsweise großen Schmelzbadvolumens zu isolieren, wurde zudem eine Einzelspur ohne US-Anregung belichtet. Des Weiteren erfolgte der Aufbau von zwei identischen Probekörpern in gleicher Entfernung vom Mittelpunkt der Bauplattform. Die vergleichsweise breiten Schmelzbahnen sind bereits in Bild 5-1b erkennbar.

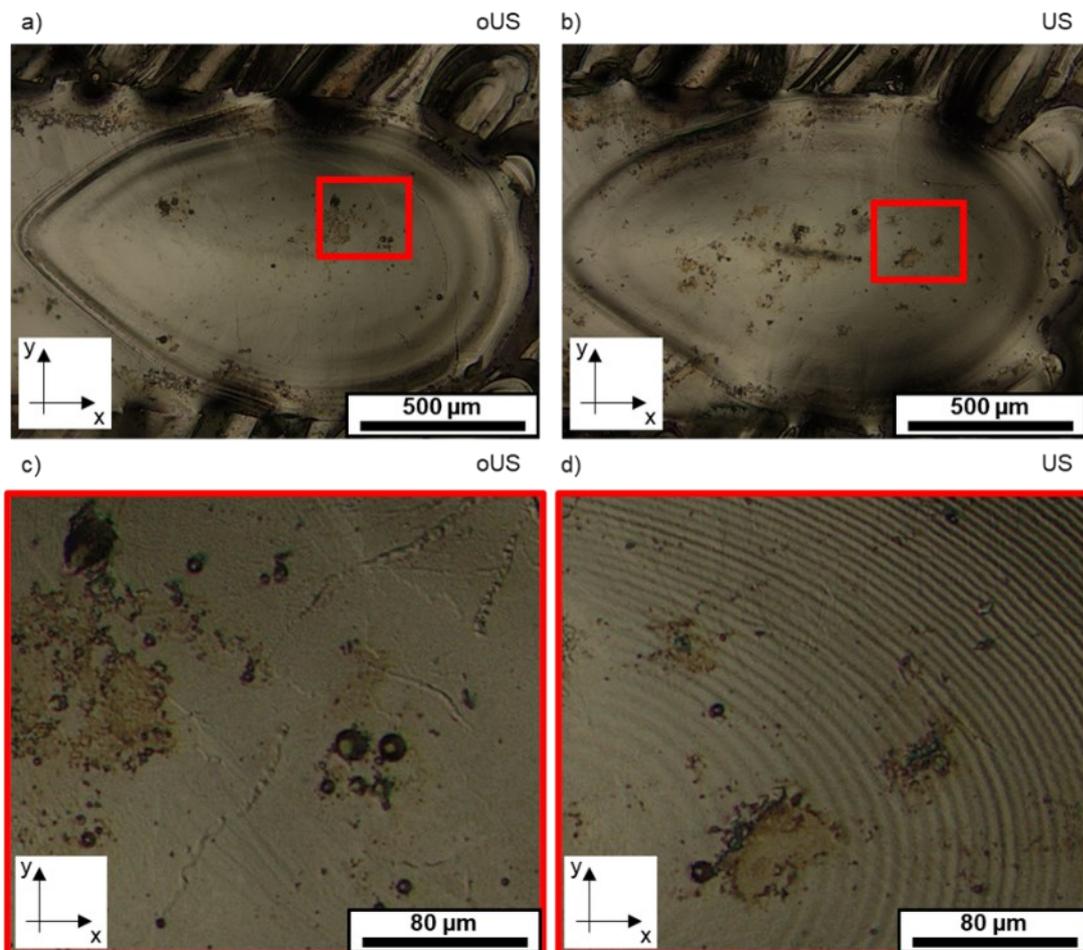


Bild 5-2: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Einzelbahnen ohne US-Anregung (oUS) in a) und c) sowie Einzelbahnen mit US-Anregung (US) in b) und d) in unterschiedlichen Vergrößerungen.

Bei Betrachtung der Einzelspuren in Bild 5-2 unter dem Lichtmikroskop ist die vergleichsweise hohe Schmelzbahnbreite von etwa 1 mm erkennbar. Weiterhin erscheinen auf der Schmelzbahnoberfläche der unter US aufgebauten Proben (US) ‚Rillenstrukturen‘, die ohne US-Anregung nicht erkennbar sind. Die Wellenstrukturen sind erkennbar um das Zentrum der Schmelzbahn gerichtet, also entlang der Erstarrungsrichtung der Schmelzbahn zur Mitte der Schmelzbahn hin. Durch die lichtmikroskopische Auswertung ist nicht ersichtlich, ob es sich dabei um eine zwei- oder dreidimensionale Erscheinung handelt, da das Höhenprofil der Wellen unterhalb der Auflösungsgrenze des verwendeten Mikroskops liegt. Dennoch ist durch die lichtmikroskopische Analyse eine Veränderung der Oberflächenerscheinungen erkennbar.

Den lichtmikroskopischen Untersuchungen folgend wurden die Proben elektrolytisch geätzt, um die Auswirkung der US-Anregung auf die Mikrostruktur zu untersuchen.

In Bild 5-3 ist die Analyse der Kornorientierung innerhalb der Einzelspuren dargelegt. In Bezug auf die Mikrostruktur ohne Einwirkung von US-Anregung (Bild 5-3a) ist festzustellen, dass eine überwiegend homogene Mikrostruktur vorliegt. Diese Mikrostruktur zeigt nahezu überall eine gleichmäßige Orientierung in Richtung des Wärmeeintrags. Wie aus der Aufnahme hervorgeht, beschreibt die Seitenansicht der Schmelzbahn eine von der Schmelzbadgrenze in Richtung des Energieeintrags wachsende gerichtete Kornstruktur, wobei der obere Teil des Schmelzbades eher von feinen Körnern geprägt ist (Übergang in Bild 5-3a blau markiert). Dies entspricht der bekannten mikrostrukturellen Kornausrichtung von PBF-LB/M-Schmelzbädern [191].

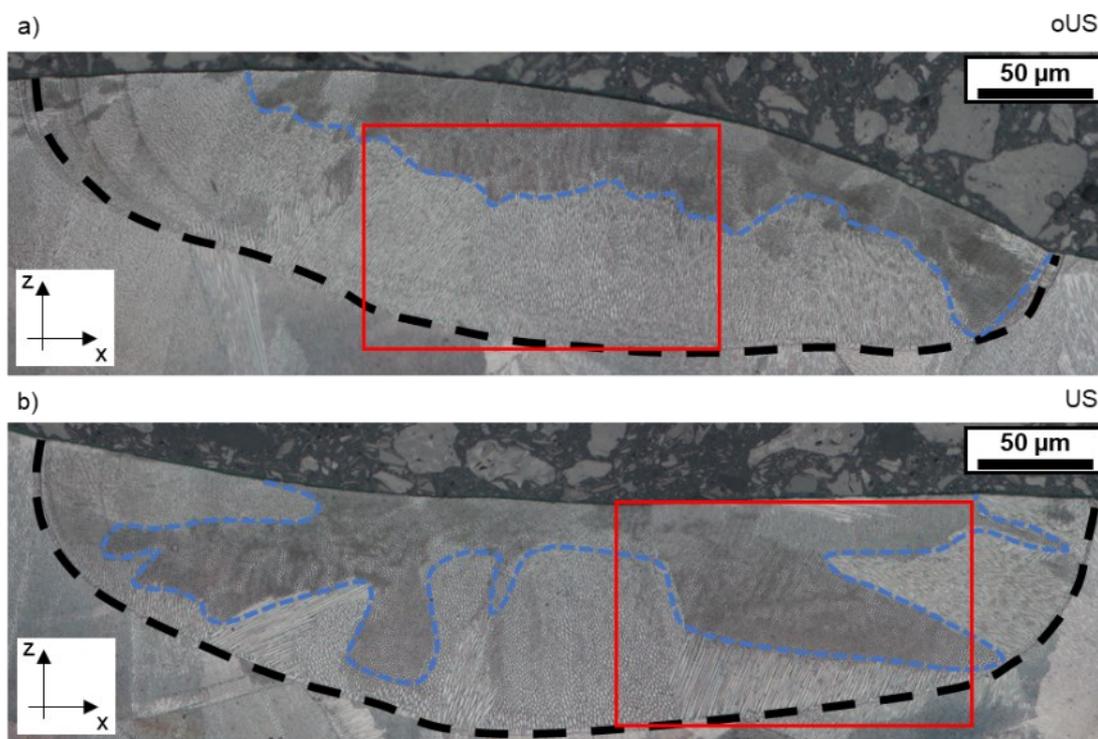


Bild 5-3: Geätzte Mikrostrukturaufnahmen der aufgebauten Proben. a) ohne US-Anregung und b) mit US-Anregung. Die Schmelzbadgrenzen sind schwarz-gestrichelt, der Übergang zwischen feiner und gerichteter Kornform ist blau-gestrichelt dargestellt. Rote Rechtecke zeigen die Position der Detaildarstellung in Bild 5-4 an.

Im Gegensatz dazu weist die Kornorientierung der Einzelspur, die während der Belichtung mit US angeregt wurde, eine hiervon abweichende Kornstruktur auf (Bild 5-3b). Der Übergang zwischen gerichteter und feiner Kornstruktur verschiebt sich bei der US-Probe in unterschiedliche Bereiche des erstarrten Schmelzbades. Insbesondere die Bereiche, die nahe der Schmelzbadgrenzen verlaufen, sind hierbei auffällig und weichen von der Kornstruktur der oUS-Probe ab.

In Bild 5-4 sind Detailaufnahmen der oUS- und der US-Probe dargestellt. Hierbei wird nochmals die unterschiedliche Nähe der feinen Kornstrukturbereiche zu den Schmelzbadgrenzen verdeutlicht.

Diese Ergebnisse verdeutlichen den Einfluss der US-Anregung auf die Mikrostruktureigenschaften und Kornorientierung der Einzelspuren. Somit konnte der grundlegende Wirkungsnachweis der US-Anregung während des PBF-LB/M-Prozesses aufgezeigt werden. Anschließend wurden die Untersuchungen auf vollständige Volumenkörper ausgeweitet.

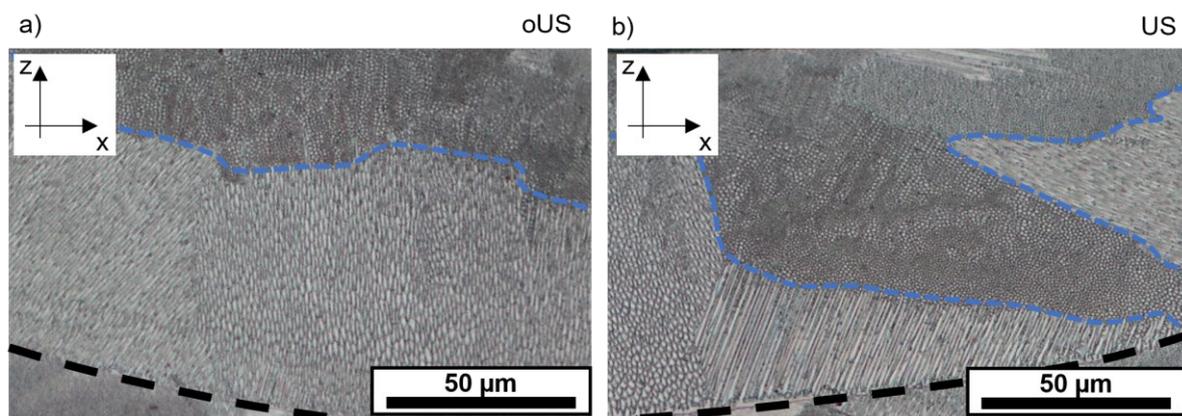


Bild 5-4: Geätzte Mikrostrukturaufnahmen der aufgebauten Proben. a) ohne US-Anregung und b) mit US-Anregung. Die Schmelzbadgrenzen sind schwarz-gestrichelt, der Übergang zwischen feiner und gerichteter Kornform ist blau-gestrichelt dargestellt.

5.2. Probenfertigung

Der erste verfahrensbedingte Unterschied beim Aufbau von Probekörpern im Vergleich zu Einzelspuren besteht in der Applizierung einer Pulverschicht während des laufenden Prozesses. Dabei ist die Qualität der aufgetragenen Pulverschicht von entscheidender Bedeutung für die spätere Bauteilqualität [192,193].

Zur Untersuchung der Pulverschichtqualität unter US-Anregung wurden Hochgeschwindigkeitsaufnahmen einer 40 µm dicken Pulverschicht verwendet, die auf bereits generierte Schmelzbahnen aufgebracht wurde. Dabei wurden der in Kapitel 4.5.2 vorgestellte Versuchsaufbau und eine US-Leistung von 100 W verwendet. Bild 5-5 zeigt Aufnahmen zum Zeitpunkt des Starts der US-Anregung ($t = 0$ ms), nach 150 ms und nach 300 ms.

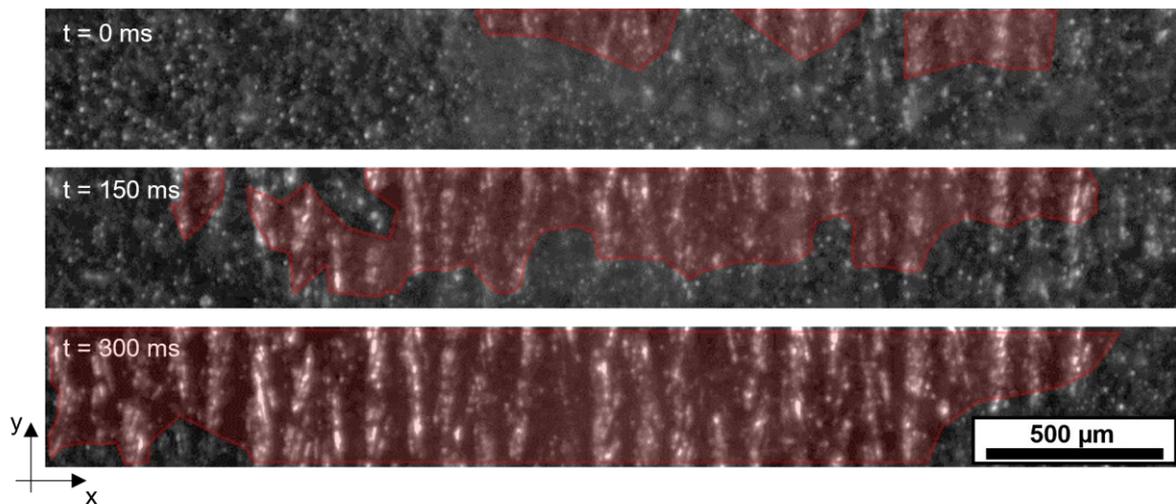


Bild 5-5: HSK-Aufnahmen einer applizierten Pulverschicht zum Start der US-Anregung ($t = 0$ ms), nach 150 ms und nach 300 ms (freigelegte Pulverschicht rot markiert).

Es wird deutlich, dass mit dem Beginn der Anregung ($t = 0$ ms) im Pulver bereits erste Initialbewegungen auftreten. Diese Darstellung äußert sich in der Erscheinung von Schmelzbahnen der darunterliegenden Schicht. Nach einer Zeitspanne von 150 ms sind nur noch einzelne Bereiche der darunterliegenden Schicht mit Pulver bedeckt. Die Hochgeschwindigkeitsaufnahmen dokumentieren, dass die US-Anregung eine inhomogene Schichtqualität verursachen. Nach 300 ms sind bereits die darunterliegenden Schmelzbahnen fast vollständig erkennbar. Diese Ergebnisse verdeutlichen, dass die Pulverbereitstellung während der US-Anregung nur stark eingeschränkt möglich ist.

Ein vergleichbares Erscheinungsbild halten auch Yan et al. [194] fest. Die Autoren entschieden sich daher, die US-Leistung auf 15 W zu reduzieren, da in diesem Bereich eine überwiegend intakte Pulverschicht auf der aufgebauten Probe verbleiben konnte. Da allerdings davon auszugehen ist, dass eine Reduzierung der US-Leistung ebenfalls einen reduzierten Einfluss auf die Erstarrungsmorphologie hat, soll innerhalb dieser Arbeit ein anderer Ansatz angewandt werden.

Um einen möglichst hohen Einfluss der US-Anregung zu gewährleisten, soll das Pulver durch eine initiale Belichtung zu Beginn jeder Schicht lokal versintert und damit fixiert werden. So kann eine mögliche Denudation des Pulvers reduziert und ein ausreichender Materialvorrat für die Belichtung unter US-Anregung sichergestellt werden. Folglich wurde eine Doppelbelichtung, zusammengesetzt aus einer vorangesetzten Belichtung ohne US-Anregung und einer nachgelagerten Belichtung mit US-Anregung (Bild 5-6), als Fertigungskonzept ausgewählt. Die vorangesetzte Belichtung erfolgte mit einem niederenergetischen Energieeintrag, um die darunter liegenden erstarrten Schmelzbahnen minimal zu beeinflussen.

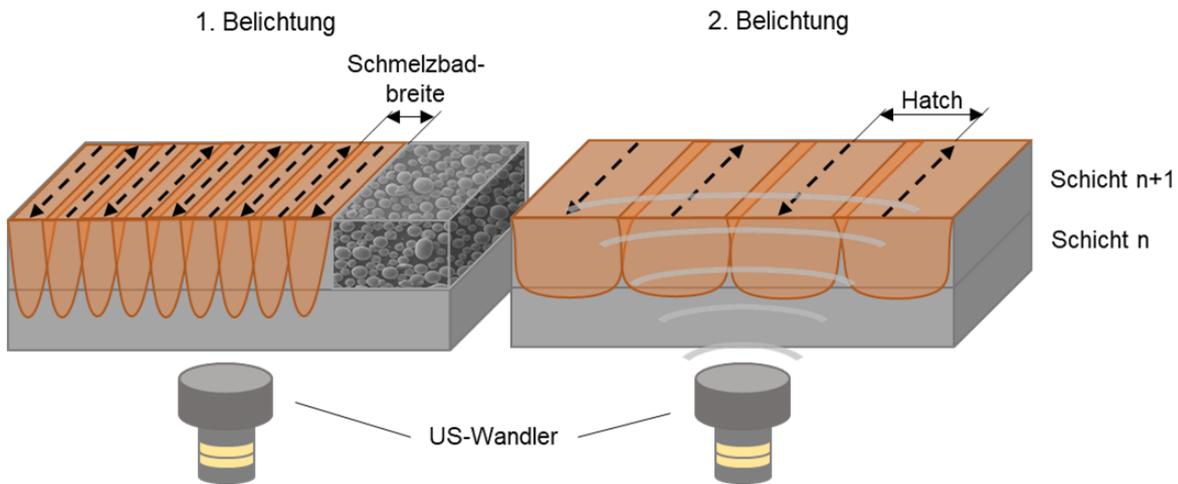


Bild 5-6: Schematische Darstellung des ausgewählten Fertigungskonzepts für den PBF-LB/M-Aufbau unter US-Anregung. In orange dargestellt sind die entstehenden Schmelzbadgeometrien. Die schwarzen Pfeile stellen die Scanlinien dar.

Die hierfür verwendeten Fertigungsparameter sind in Tabelle 5-1 aufgeführt. Zur Realisierung eines möglichst großen Schmelzbadvolumens wurde analog zu den Untersuchungen zum Machbarkeitsnachweis in Kapitel 5.1 ebenfalls der Laserfokus um 20 mm in z-Richtung verschoben. Ferner wurde der Hatch aufgrund des erhöhten Laserfokusbereichs auf 0,2 mm erhöht, um so eine geeignete Überlappung nebeneinander liegender Schweißbahnen zu gewährleisten. Die erhebliche Steigerung der Laserleistung und des effektiven Fokusbereichs sowie die Reduzierung der Scangeschwindigkeit zeigen sich ebenfalls in einer um 180 % gesteigerten Flächenenergie. Weiterhin ist davon auszugehen, dass der signifikant erhöhte Laserfokus zu einer Verbreiterung des Schmelzbades, allerdings aufgrund der geringen Leistung pro Fokusfläche eher zu einem plattenförmigen (engl. plate-shaped) Schmelzbad führt [195]. Ferner kann angenommen werden, dass das Wiederaufschmelzen ebenfalls dazu beiträgt, die Abkühlgeschwindigkeiten zu erhöhen [196].

Tabelle 5-1: Fertigungsparameter zur Doppelbelichtung unter US-Anregung.

	Vorbelichtung	2. Belichtung
Laserleistung	200 W	350 W
Scan.-Geschw.	1600 mm/s	500 mm/s
Hatch	0,1 mm	0,2 mm
Eff-Fokus-Ø	0,12 mm	0,25 µm
Flächenenergie	1,25 J/mm ²	3,5 J/mm ²
Leistung pro Fokusfläche	17,7 kW/mm ²	7,1 kW/mm ²

Mit der vorgestellten Fertigungsstrategie wurden acht rechteckige Proben mit der Kantenlänge 30 mm x 5 mm x 1,5 mm aufgebaut. Die Abmessungen der Proben orientieren sich dabei an den Maßen der im weiteren Verlauf der Untersuchungen verwendeten Zugproben. Diese Proben

werden im weiteren Verlauf als US-Proben benannt. Darüber hinaus wurden Proben der gleichen Abmessungen mit der identischen Fertigungsstrategie, allerdings ohne US-Anregung während der zweiten Belichtung aufgebaut. Diese dienen im weiteren Verlauf als Vergleichsproben und werden fortan als oUS-Proben beschrieben.

5.3. Probenanalyse

5.3.1. Analyse der Mikrostruktur

Zur weiteren Analyse der resultierenden Mikrostruktur sind in Bild 5-7 exemplarische Detailaufnahmen von geätzten Proben mit (US) und ohne US-Anregung (oUS) dargestellt. Alle Aufnahmen sind dabei in der x-z-Ebene als parallel zur Aufbaurichtung dargestellt. Die oUS-Probe zeigt das verfahrenstypisch schichtübergreifende einachsige Kornwachstum mit einer geringen Varianz in der Kornorientierung.

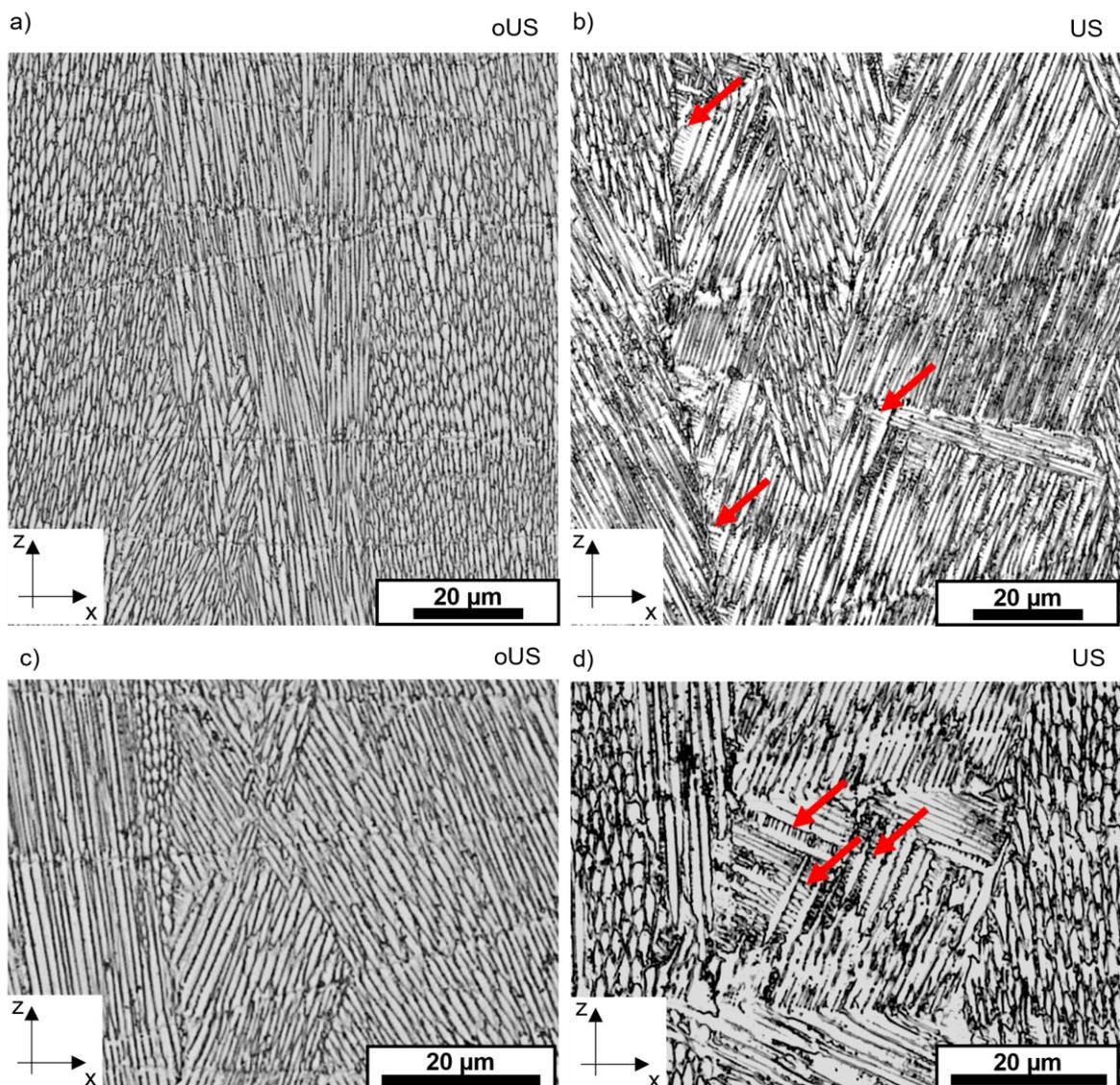


Bild 5-7: Geätzte Schliifproben der oUS-Proben in a) und c) sowie der US-Proben in b) und d). Mit roten Pfeilen markiert sind die SDAs der US-Proben.

Das Korngefüge der US-Probe weist ebenfalls stark elongierte Körner in Richtung des Energieeintrags auf. Allerdings lässt sich bei Betrachtung der US-Proben eine im Vergleich zu den oUS-Proben gesteigerte Multidirektionalität der Kornausrichtung erahnen. Gleichwohl kann eine globale Bewertung anhand von Einzelaufnahmen immer fehlerbehaftet sein. Wie anhand des Vergleichs der Aufnahmen ersichtlich, können für die US-Proben Sekundärarme der Dendriten (engl. secondary dendrite arm; SDA) festgestellt werden (rote Pfeile Bild 5-7b und d). Für die oUS-Proben ist die Bildung von SDAs nicht nachweisbar.

Jedoch lässt sich aus der Literatur grundsätzlich ableiten, dass eine US-Anregung während des Dendritwachstums eine Hemmung des Wachstums von SDAs verursacht [197–199]. Diese Beobachtung führen Wang et al. [199] auf die herrschenden akustischen Strömungen und den direkten mechanischen Bruch der SDAs durch US-induzierte kollabierende Gasbläschen und den Zusammenstoß mit bereits abgebrochenen Fragmenten zurück. Die Existenz von SDAs in den betrachteten US-Proben kann indessen auf den Einfluss des USs auf die resultierenden Temperaturgradienten zurückgeführt werden. Wie u. a. Zhang et al. [200] durch den Vergleich simulativer und experimenteller Untersuchungen belegen konnten, reduziert die US-Anregung einer Metallschmelze die resultierende Erstarrungsgeschwindigkeit aufgrund einer Homogenisierung und geringfügigen Erhöhung der Schmelzbadtemperatur. Die reduzierten Erstarrungsgeschwindigkeiten können daher eine verstärkte Bildung von SDAs zur Folge haben, da die Körner mehr Zeit zum Wachsen haben. Ein Fragmentieren der Dendritärmchen durch das Kollabieren der Gasblasen, das oft als Ursache für die Bildung neuer Keimstellen postuliert wird, kann durch die vermehrte Darstellung von SDA nicht bestätigt werden [145]. Die herrschenden Erstarrungsgeschwindigkeiten in Verbindung mit der vergleichsweise feinen Mikrostruktur scheinen ein dominierendes Fragmentieren der SDA zu verhindern. Durch Untersuchungen an vergleichbaren Fertigungsprozessen wie dem Laserstrahl-Auftragsschweißen lässt sich diese Vermutung belegen [201–204]. Chang et al. [201] fanden in diesem Zusammenhang heraus, dass für den Laserstrahl-Auftragsschweißprozess eine US-Anregung zur Bildung von SDAs führt, die ebenfalls nicht fragmentiert wurden.

Um einen detaillierten Aufschluss über den durch die US-Anregung hervorgerufenen Einfluss auf die Mikrostrukturbildung zu erhalten, sind in Bild 5-8 die Ergebnisse der EBSD-Analyse zusammengefasst. Bild 5-8a zeigt die kristallografische Orientierung in Bezug auf die Aufbaurichtung für die oUS-Probe auf der linken und die US-Probe auf der rechten Seite. Für die oUS-Probe sind Korncluster zu erkennen, die über mehrere Schichten parallel zur Aufbaurichtung wachsen. Dabei beschreibt die kristallografische Orientierung der oUS-Probe eine Tendenz zur $\langle 001 \rangle$ -Ebene. Die stärkere Textur entlang der $\langle 001 \rangle$ -Ebene für die oUS-Probe ist ebenfalls in einer vergleichbaren Untersuchung nachgewiesen worden [205]. Für die US-Proben beschreibt das EBSD-Mapping eine Mischung aus Kornclustern, die über mehrere Schichten hinweg wachsen, sowie einzelne mit abweichender Orientierung (lila markiert). Die US-Probe beschreibt darüber hinaus eine Tendenz zur $\langle 111 \rangle$ -Ebene in der Orientierung der Körner, abweichend zur

<001>-Orientierung der oUS-Probe. Grundsätzlich erscheint die Varianz in der Kornorientierung für die US-Probe im Vergleich zur oUS-Probe leicht erhöht. Zur verbesserten Darstellung der Korngrenzen sind diese in Bild 5-8b in unterschiedlichen Farben nach Groß-, Mittel- und Kleinwinkelkorngrenzen (HAGB, MAGB und LAGB) aufgeteilt. Sowohl für die oUS- als auch für die US-Proben zeigen sich Körner, die in Aufbaurichtung über den gesamten ROI verlaufen. Allerdings ist dies für die oUS-Probe deutlich dominanter ausgeprägt. Für die US-Probe ist eine stärkere Varianz der Korngrößen mit einer tendenziell höheren Anzahl kleinerer Körner zu erkennen, wodurch die Beobachtungen innerhalb der geätzten Aufnahmen in Bild 5-3 zu einer gesteigerten Multidirektionalität der Kornorientierung gestützt werden. Die in Bild 5-8a markierten kleineren Korncluster sind ebenfalls in der Darstellung der Korngrenzen erkennbar. In Bild 5-8c sind die aus den EBSD-Messungen erhaltenen HAGB, MAGB und LAGB für beide betrachteten Proben dargestellt. Wie aus dem Graph hervorgeht, sind sowohl für die oUS- als auch für die US-Probe HAGB dominant. Hervorgerufen durch die US-Anregung reduziert sich allerdings die relative Häufigkeit der HAGB von 55,5 % auf 44,0 %. Demgegenüber erhöhen sich die Anteile der MAGB und LAGB von 12,1 % auf 18,9 % bzw. von 32,3 % auf 37,1 %.

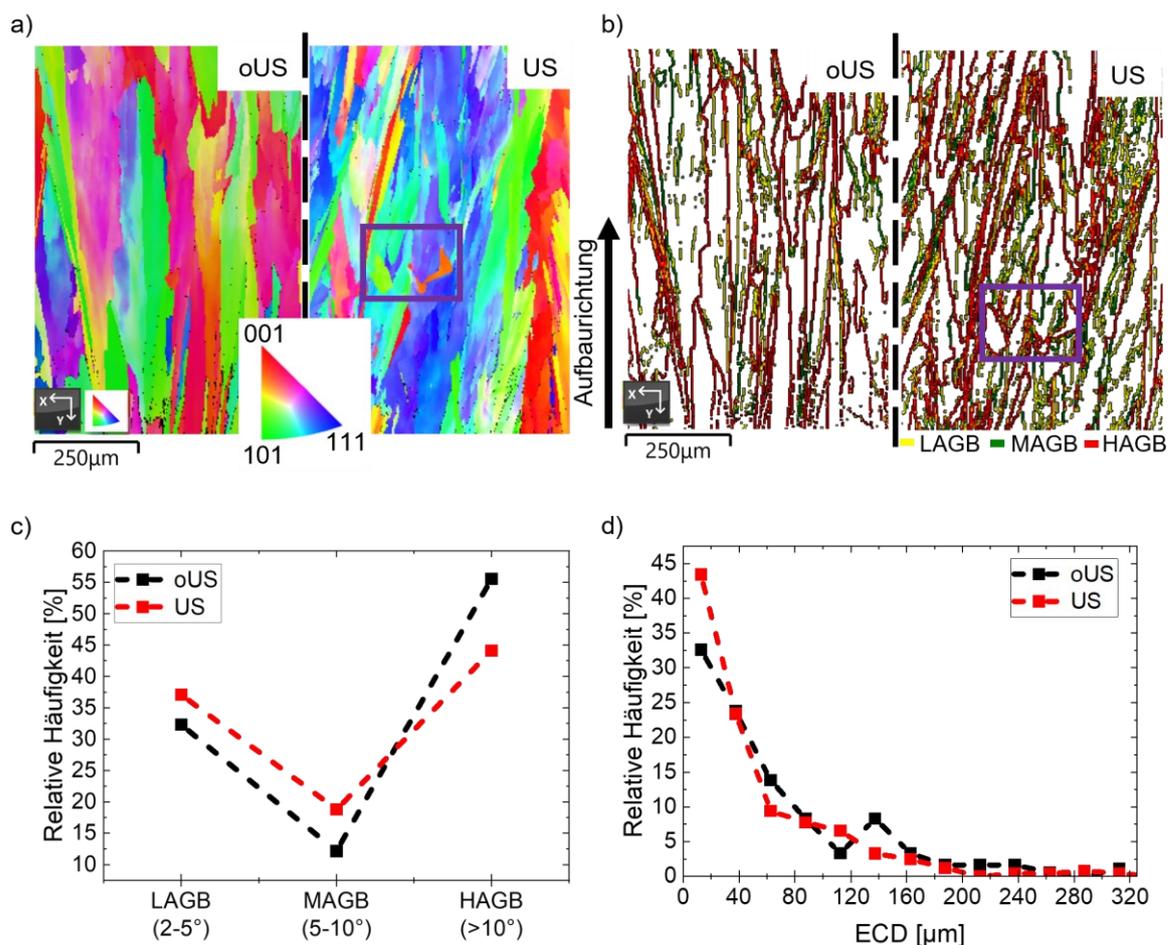


Bild 5-8: Darstellung der EBSD-Analysen der oUS- und der US-Proben als EBSD-Mapping in a) und als Darstellung der Groß-, Mittel- und Kleinwinkelkorngrenzen in b). Jeweils in lila markiert sind kleine Korncluster mit von der Umgebung abweichender Orientierung. Die entsprechende Häufigkeit der unterschiedlichen Korngrenzarten ist in c) die Auswertung der Häufigkeitsverteilung des äquivalenten Kreisdurchmessers in d).

Durch die US-Anregung wird also die Bildung von MAGB und LAGB begünstigt. Im Besonderen für eine gesteigerte Anzahl an LAGB ist aus der Literatur bekannt, dass dies für eine eher heterogene Keimbildung bzw. Mikrostruktur spricht [205,206]. Dabei werden LAGB häufig mit den MAGB zu LAGB (2-10°) zusammengefasst, wodurch die Beeinflussung der US-Anregung auf die Kornorientierung weiter verdeutlicht wird. Bei dieser Klassifizierung in LAGB und HAGB wechselt der Anteil von LAGB von 44,4 % auf 56 %, was eine Minderung der homogenen Kornorientierung vermuten lässt [205,206].

Ferner belegt die Auswertung des äquivalenten Kreisdurchmessers (engl. equivalent circle diameter; ECD) in Bild 5-8d, dass die US-Anregung die relative Häufigkeit von Körnern mit geringem Durchmesser steigert. Hierfür sind die ECD-Werte zwischen 10 µm und 310 µm in 25 µm-Cluster zusammengefasst. Für Korndurchmesser < 25 µm erhöhte sich die relative Häufigkeit von ca. 32,5 % (oUS) auf ca. 43,5 % (US). In Bezug auf größere Körner gibt es keine signifikante Veränderung der relativen Häufigkeit. Grund hierfür kann die durch die US-Anregung der Schmelze stattfindende Steigerung der Keimbildungsraten sein, die sich somit vermehrt in einer Zunahme von Körnern mit geringerem Durchmesser äußert [207,208]. Darüber hinaus wurde die Gesamtanzahl der Körner um ca. 35 % gesteigert, was ein weiteres Indiz für die gesteigerte Keimbildung ist.

5.3.2. Analyse der mechanischen Eigenschaften

Zur Analyse der Auswirkung der durch die US-Anregung hervorgerufenen mikrostrukturellen Änderungen auf die mechanischen Eigenschaften wurden Zugversuche an je acht aufgebauten Zugproben durchgeführt. Ferner werden die mit Hilfe der US-Anregung erzielten Ergebnisse in Bezug zu Referenzproben gesetzt, die durch eine reguläre PBF-LB/M-Fertigung ohne US-Anregung oder Doppelbelichtung hergestellt wurden. Die hierfür verwendeten Fertigungsparameter sind in Tabelle 5-2 aufgelistet.

Tabelle 5-2: Fertigungsparameter der Referenzproben.

Laserleistung [W]	Scangeschw. [mm/s]	Hatch [mm]	Schichtdicke [mm]	Volumenenergiedichte [J/mm ³]
200	900	0,09	0,03	82,3

Die ermittelten Ergebnisse sind in Bild 5-9 für die Zugfestigkeit, Dehngrenze, Bruchdehnung und die Gleichmaßdehnung zusammengefasst. Zur Verdeutlichung der resultierenden Anisotropie der jeweiligen mechanischen Kennwerte sind die absoluten Unterschiede in schwarzen (Referenz) und roten Kästen (US) abgebildet. Für die dargestellten Ergebnisse ergeben sich unterschiedlich stark ausgeprägte Anisotropien für die jeweiligen mechanischen Kennwerte. Bild 5-9a verdeutlicht, dass die Zugfestigkeit der horizontalen Referenzproben im Vergleich zu den vertikalen Referenzproben erhöht ist, wobei für die Duktilität der Proben eine entgegengesetzte Verteilung auftritt. Die Ursache hierfür liegt in der prozessimmanenten Mikrostruktur der PBF-LB/M-Proben und der unterschiedlichen Korngrenzendichte je nach Aufbaurichtung, wodurch das Gleiten des Werkstoffs

beeinträchtigt wird, was schlussendlich eine reduzierte Duktilität im Zugversuch zur Folge hat [82]. Bei Ansicht der Werte für die US-Proben ist die zuvor betrachtete Anisotropie nur noch in reduzierter Ausprägung erkennbar. Während sich für die Referenzproben ein Unterschied in den Zugfestigkeiten von ca. 31 MPa erkennen lässt, resultiert für die US-Proben eine Differenz von ca. 15 MPa der Zugfestigkeitswerte. Folglich konnte die US-Anregung während des PBF-LB/M-Aufbaus eine, bezogen auf die Zugfestigkeit, signifikante Reduzierung des richtungsunabhängigen Materialverhaltens erzielen. Neben der Annäherung der Festigkeiten in beiden betrachteten Aufbaurichtungen konnte ebenfalls eine Steigerung der Zugfestigkeit für beide Aufbaurichtungen nachgewiesen werden. Insbesondere beim Vergleich der vertikalen Proben fällt eine um ca. 49 MPa, also etwa 8 % gesteigerte Zugfestigkeit auf. Der Grund hierfür kann in der bereits in den EBSD-Messungen nachgewiesenen Kornfeinung der US-Proben liegen. Generell ist bekannt, dass aufgrund der Hall-Petch-Beziehung eine Kornfeinung mit einer Steigerung der Festigkeit einhergeht [76,209,210].

Ein vergleichbares Ergebnis zeigt sich für die ermittelten Werte der Dehngrenzen, die in Bild 5-9b dargestellt sind. Allerdings ist hier weiterhin eine, wenn auch reduzierte Anisotropie erkennbar. Der richtungsabhängige Unterschied in der Dehngrenze beziffert sich für die Referenzproben auf ca. 49 MPa, während sich dieser Unterschied für die US-Proben auf ca. 31 MPa reduziert. Die bereits in der Zugfestigkeit erkennbare Auswirkung der Kornfeinung auf die mechanischen Eigenschaften kann ebenfalls für die Werte der Dehngrenze festgehalten werden. Die relative Steigerung der Dehngrenze durch die US-Anregung beträgt für die horizontale Ausrichtung ca. 13 %, für die vertikale Ausrichtung ca. 18 %, bezogen auf den jeweiligen Wert der Referenzproben.

Der Verlauf der mittleren Bruchdehnung in Bild 5-9c weist hingegen keine signifikante Veränderung durch die US-Anregung auf. Insbesondere im Gegensatz zur Zugfestigkeit führte die US-Anregung während des PBF-LB/M-Aufbaus nicht zu einem eindeutigen Angleichen der Bruchdehnungswerte. Grundsätzlich kann aber ein Einfluss der US-Anregung auf die horizontal aufgebauten US-Proben erkannt werden. Die Bruchdehnung erhöhte sich in diesem Fall um ca. 20 %, relativ zur Bruchdehnung der Referenzproben. Die gesteigerte Heterogenität der Kornorientierung könnte dabei die Möglichkeit zum Gleiten des Materials erhöht haben und somit die gesteigerte Bruchdehnung erklären. Im Gegensatz dazu konnte für die vertikalen US-Proben kein Einfluss der US-Anregung nachgewiesen werden. Denkbar ist, dass der Anteil an Korngrenzen quer zur Lastpfad-Richtung nicht ausreicht, um das Gleiten auf Gefügebene zu beeinflussen. Danach kann kein signifikanter Einfluss der US-Anregung bei Gegenüberstellung der Referenz- und US-Proben nachgewiesen werden. Letztendlich führte die US-Anregung zu einer geringfügigen Reduzierung der Anisotropie von absoluten 15,2 % auf 13,3 % zwischen der Bruchdehnung der horizontal und der vertikal aufgebauten Proben.

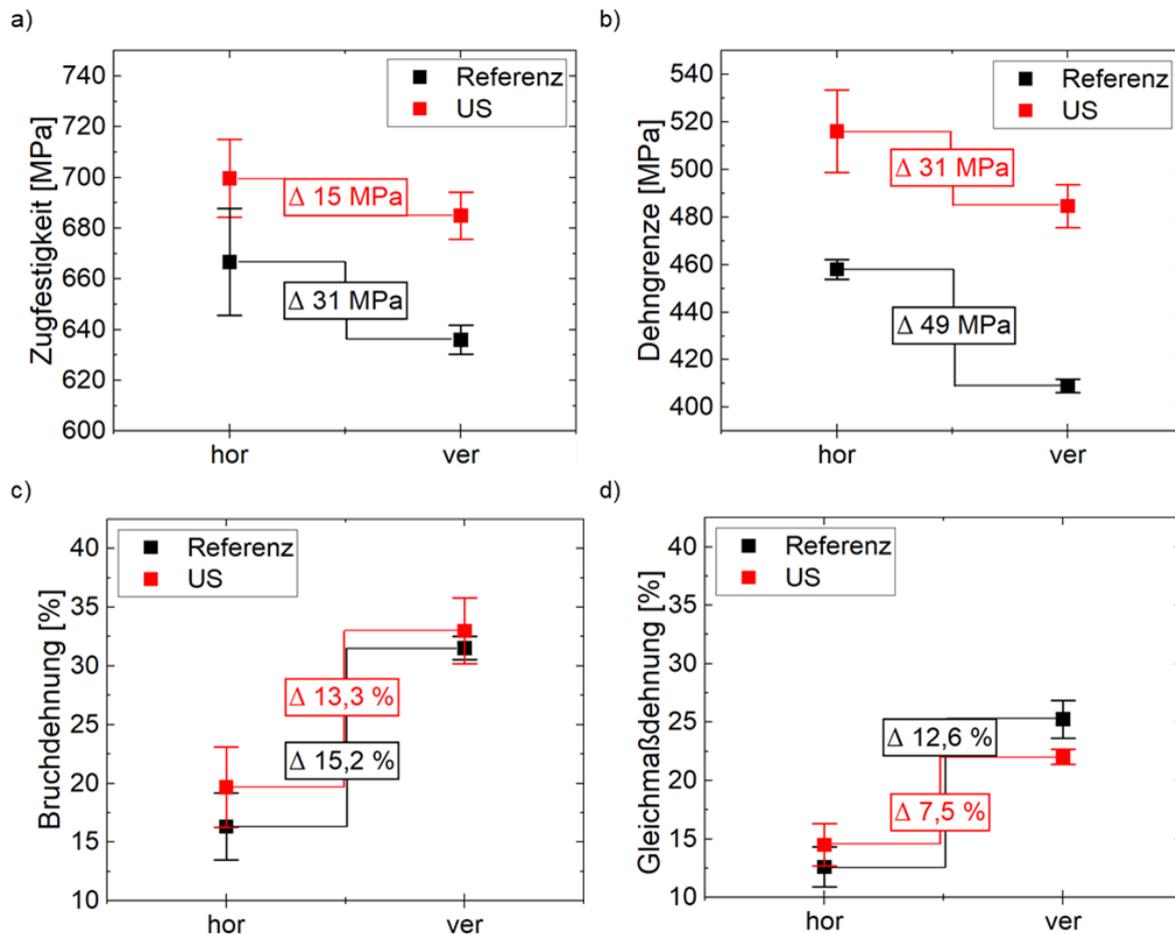


Bild 5-9: Darstellung der mechanischen Eigenschaften für Referenz- und US-Proben in horizontaler (hor) und vertikaler (ver) Ausrichtung mit der Zugfestigkeit in a), der Dehngrenze in b), der Bruchdehnung in c) und der Gleichmaßdehnung in d). Zur Verdeutlichung sind in den Kästen die jeweils absoluten Unterschiede zwischen horizontaler und vertikaler Ausrichtung in schwarz für die Referenzproben und in rot für die US-Proben benannt.

Grundsätzlich beschreiben die Ergebnisse der Gleichmaßdehnung in der horizontalen Ausrichtung einen vergleichbaren Verlauf zu denen der Bruchdehnung (Bild 5-9d). Die US-Anregung konnte auch hier zu einer Steigerung der Gleichmaßdehnung führen, wenn auch in einem reduzierten Umfang, was ebenfalls auf die mikrostrukturellen Veränderungen der US-Proben zurückgeführt werden kann. Im Gegensatz zu den Bruchdehnungswerten zeigt sich dieser Einfluss auch bei den vertikal aufgebauten US-Proben. Jedoch konnte die US-Anregung zumindest eine Begünstigung isotropen Werkstoffverhaltens erzielen. Die richtungsabhängige Varianz der Gleichmaßdehnung verringert sich dabei von absoluten 12,6 % der Referenzproben auf 7,5 % der US-Proben.

In Bild 5-10 sind die Anisotropie und die jeweilige durch die US-Anregung erzielte relative Änderung der Anisotropie der vier betrachteten mechanischen Kennwerte dargestellt.

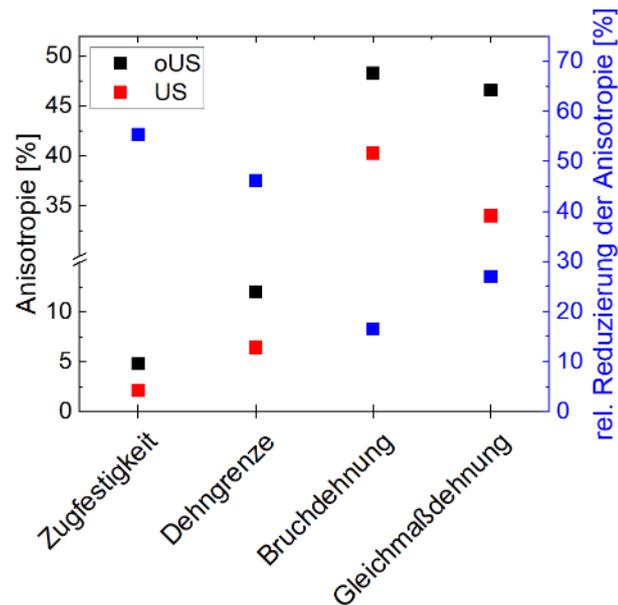


Bild 5-10: Darstellung der Anisotropie und der relativen Reduzierung der Anisotropie der betrachteten mechanischen Kennwerte.

Generell kann bei Betrachtung von Bild 5-10 festgehalten werden, dass für alle betrachteten mechanischen Kennwerte die Anisotropie reduziert werden konnte. Dabei lassen sich zwei unterschiedliche Ausprägungen der Ergebnisse festhalten. Zum einen zeigen sich für die Festigkeitswerte Zugfestigkeit und Dehngrenze der Referenzproben vergleichsweise geringe Anisotropien von 4,8 % bzw. 12,0 %. Die Dehnungskennwerte Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung weisen hingegen eine klar höhere Anisotropie von 48,3 % bzw. 46,6 % auf. Ebenfalls in Bild 5-10 zu sehen, ist die relative Änderung der Anisotropie der betrachteten mechanischen Kennwerte. Dahingehend zeigt sich, dass insbesondere für die Zugfestigkeit und die Dehngrenze die mechanische Anisotropie um relative 55,4 % bzw. um relative 46,1 % reduziert werden konnte. Dies hat zur Folge, dass für die Zugfestigkeit eine Rest-Anisotropie von 2,14 % und für die Dehngrenze von 6,46 % bestehen bleibt. Für die Bruch- und die Gleichmaßdehnung ergibt sich hingegen eine Rest-Anisotropie der US-Proben auf 40,3 % respektive 34,0 %, was einer relativen Minderung von 16,5 % und 27,0 % entspricht. Hieraus geht hervor, dass die Anisotropie unterschiedlich starke Ausprägungen bei den Festigkeitswerten (Zugfestigkeit und Dehngrenze) und Dehnungswerten (Bruch- und Gleichmaßdehnung) hat.

Dies kann auf die Sensibilität der Dehnung gegenüber Spannungskonzentrationen zurückgeführt werden, wie es zum Beispiel auch bei Fehlstellen im Gefüge der Fall ist [89]. Aufgrund der erhöhten Anzahl von Korngrenzen und somit auch einer erhöhten Versetzungsdichte bei horizontalen Proben orthogonal zur Lastpfadrichtung wird das Gleiten massiv behindert. Bei vertikal aufgebauten Proben ist die Versetzungsdichte entlang des Lastpfades wesentlich geringer, wodurch das Gleiten des Materials vereinfacht wird. Für die Festigkeitswerte Zugfestigkeit und Dehngrenze wird die Anisotropie vermehrt mit der effektiven Korngröße (vgl. Kapitel 2.4), die bei vertikalen Proben größer ist als bei horizontalen Proben, in Verbindung gebracht. Allerdings erklärt

dies nicht die vergleichsweise geringe Richtungsabhängigkeit dieser Kennwerte, da die effektive Korngröße im Allgemeinen stark voneinander abweicht. Ferner wird die geringere Anisotropie dieser Kennwerte (Zugfestigkeit und Dehngrenze) ebenfalls in anderen Veröffentlichungen bestätigt [211,212]. Einen möglichen Erklärungsansatz hierfür liefern die Untersuchungen von Jiang et al [213]. Die Autoren stellen die Hypothese auf, dass aufgrund der Vielzahl an Gleitsystemen in kfz-Kristallen im Vergleich zu krz-Kristallen die Auswirkungen der Kornform weniger ausgeprägt sind. Dies impliziert, dass sich die effektive Korngröße für aktive Gleitsysteme bei Zugbelastung entlang der Haupt- und Nebenachsen der länglichen Körner nicht wesentlich ändert. Somit hat die effektive Korngröße nur einen sekundären Einfluss auf die Anisotropie der Festigkeit, was die hier festgestellte geringe Anisotropie der Zugfestigkeit und der Dehngrenzen erklären würde.

Um die schlussendlich erzielte Steigerung eines isotropen Materialverhaltens einordnen zu können, wurden in Bild 5-11 die erzielten Werte der US-Probe mit Literaturwerten verbunden.

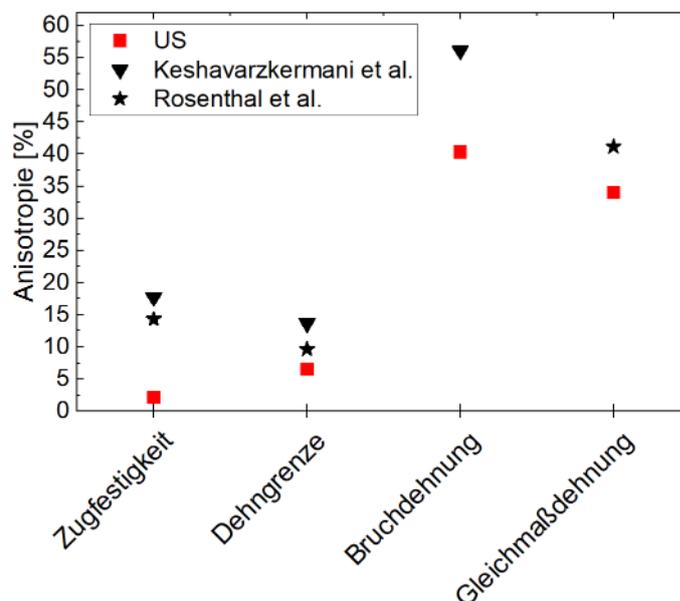


Bild 5-11: Vergleich der Anisotropie der betrachteten mechanischen Kennwerte zwischen den in dieser Arbeit aufgebauten US-Proben und Literaturwerten von Keshavarzkermani et al. [212] sowie Rosenthal et al. [211] (Alle PBF-LB/M-Hastelloy X).

Bild 5-11 verdeutlicht die durch die US-Anregung erzielte Minderung der Anisotropie im Vergleich zu den Literaturwerten. Für alle betrachteten mechanischen Eigenschaften liegt die Anisotropie unterhalb der Literaturwerte. Die im vorangegangenen Absatz hervorgehobene inhomogen ausgeprägte Anisotropie zwischen Zugfestigkeit und Dehngrenze und den beiden Dehnungswerten wird ebenfalls durch die Literatur bestätigt. Indes muss zur Einordnung der Literaturwerte erwähnt sein, dass die mechanischen Eigenschaften ebenfalls durch Randbedingungen der Zugproben wie u. a. die geometrische Form, die Prüfbedingungen und die Oberflächencharakteristik beeinflusst werden. Die vorgestellten Literaturwerte dienen daher nur dem qualitativen Vergleich. Detaillierteren und quantitativen Aufschluss über den Einfluss der US-

Anregung bietet der repräsentative Vergleich, der in Bild 5-10 beschrieben ist. Dennoch konnte aufgezeigt werden, dass die durchgeführte US-Anregung der Metallschmelze während des PBF-LB/M-Aufbaus zu einer Reduzierung der mechanischen Anisotropie bzw. einer Begünstigung isotroperen Materialverhaltens geführt hat. Weiterhin kann die zur Realisierung des hier vorgestellten Fertigungskonzeptes zu US-Anregung während des PBF-LB/M-Prozesses erforderliche Doppelbelichtung ebenfalls einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben, wie es z. B in [214] dargestellt wurde. Allerdings wird innerhalb dieser Arbeit hierauf nicht näher eingegangen, da die grundlegende Umsetzbarkeit im Vordergrund dieser Untersuchungen steht.

5.3.3. Analyse der Oberflächenqualität

Bei der Bewertung der vorgestellten mechanischen Eigenschaften der unter US aufgebauten Proben muss allerdings auch der Einfluss der Probenoberfläche berücksichtigt werden. Das Oberflächenprofil hat dabei einen direkten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften [215,216]. Im hier vorgestellten Fall der US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung kann nicht nur die US-Anregung an sich, sondern auch die hierfür erforderliche doppelte Belichtung pro Schicht Einfluss auf die Oberflächenrauheit nehmen. Ebenfalls eine relevante Auswirkung auf die Oberflächeneigenschaften kann das vergleichsweise hohe Schmelzbadvolumen der zweiten Belichtung unter US haben. Hierzu wurden an den aufgebauten Referenz-, oUS- und US-Proben Rauheitsmessungen durchgeführt. Die resultierenden Ergebnisse sind in Form der gemittelten Rautiefe (R_z) und des Mittenrauwerts (R_a) in Bild 5-12 dargestellt.

Die Rauheitswerte der Referenzprobe liegen mit $4,6 \mu\text{m}$ (R_a) und $29,1 \mu\text{m}$ (R_z) in einem Bereich, der vergleichbar zu Literaturwerten ist [217,218]. Für die oUS-Probe ergibt sich bereits eine Steigerung der Rauheitswerte auf $7,9 \mu\text{m}$ (R_a) und $47,3 \mu\text{m}$ (R_z), was einer Steigerung der Oberflächenrauheit um 71,7 % bzw. 62,5 % entspricht. Die gesteigerte Rauheit kann dabei auf das erhöhte Schmelzbadvolumen durch die Kombination auf aufgeweiteten Laserfokus und erhöhte Laserleistung (vgl. Tabelle 5-1) zurückgeführt werden.

Zhang und Yuan [219] konnten in ihren Untersuchungen an vertikal aufgebauten PBF-LB/M-Proben einen Zusammenhang zwischen einer Steigerung der Oberflächenrauheit und dem Schmelzbadvolumen aufgrund einer erhöhten Energiedichte nachweisen [219].

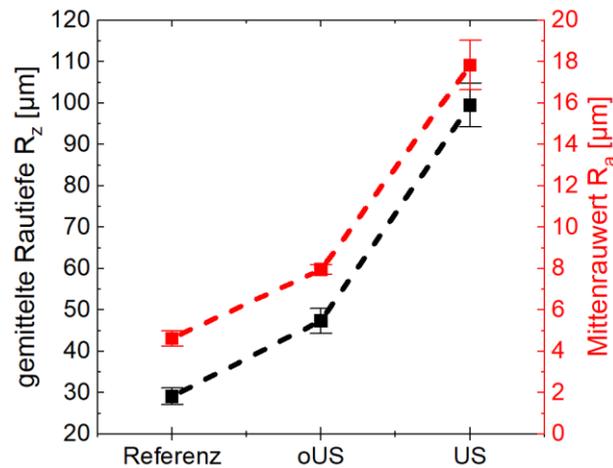


Bild 5-12: Gemittelte Rautiefe R_z und Mittenrauwert R_a der Referenz oUS- und der US-Probe.

Die Autoren führen dieses Phänomen auf den Zusammenhang zwischen Wärmeleitung und einer entstehenden Denudation im Randbereich der Probe zurück (Bild 5-13). Im Randbereich der Probe kommt es während des Aufbaus zu einem Wärmestau aufgrund der geringeren Wärmeleitfähigkeit des umgebenden Pulvers, wodurch das Schmelzbad asymmetrisch wird und weiter in Richtung der Pulvergrenzfläche ragt. Bei hoher Energiedichte zieht die Oberflächenspannung Pulver in das Schmelzbad und erzeugt hierbei eine Denudation im Randbereich neben der Probe. Die so entstehende Lücke im Pulverbett kann durch die nachfolgende Beschichtung mit Pulver reduziert werden, bleibt jedoch unterhalb der Schmelzbahn bestehen. Dieser sich wiederholende und verstärkende Prozess bewirkt schließlich eine verstärkte Bildung von Schmelzbahnausläufern und folglich eine Reduzierung der Oberflächenqualität. Allerdings gehen die Autoren bei dieser Annahme von einer unidirektionalen Belichtung ohne schichtweise Rotation der Hatch-Orientierung aus. Es ist daher anzunehmen, dass die Auswirkungen dieses Effektes auf die Oberflächenqualität durch eine rotierte Belichtung reduziert werden bzw. der sich selbst verstärkende Effekt verringert wird. [219]

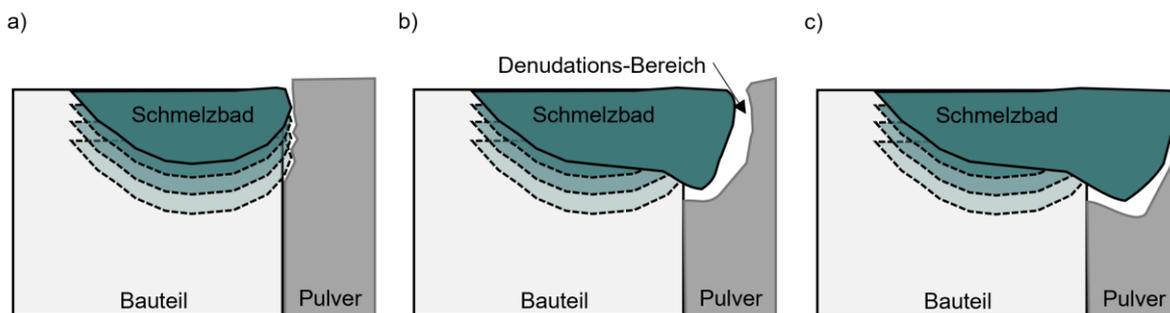


Bild 5-13: Schematische Darstellung einer erhöhten Oberflächenrauheit bei Verwendung hoher Energiedichten nach [219]. In a) Entstehung des Denudations-Bereichs nach mehreren Schichten. b) beschreibt die sukzessive Entstehung eines Schmelzbadausläufers und die Verstärkung des Denudations-Bereichs. Eine weitere Verstärkung des Effektes findet sich in c).

Ebenfalls geht aus Bild 5-12 eine signifikante Steigerung der Rauheitswerte der US-Probe hervor. Mit $17,8 \mu\text{m}$ (R_a) und $99,5 \mu\text{m}$ (R_z) wurde die Oberflächenrauheit bezogen auf die Referenzwerte um ca. 280 % für die gemittelte Rautiefe R_a und um ca. 240 % für den Mittelrauwert R_z erhöht. Im Vergleich der oUS- und der US-Probe wird der Einfluss der US-Anregung herausgestellt. Demnach resultierte die US-Anregung in einer Steigerung der Rauheit um ca. 120 % (R_a) bzw. um ca. 110 % (R_z). Der Hauptgrund hierfür kann in der Bewegung des Pulvers durch den eingebrachten US gesehen werden. Wie bereits in Bild 5-5 und Kapitel 585.2 aufgezeigt wurde, hat die US-Anregung eine starke ungerichtete Bewegung der einzelnen Pulverpartikel zur Folge. Trotz der vorgestellten Belichtung zur Fixierung des Pulvers können auch weiterhin Pulverpartikel aus den umliegenden Bereichen auf die noch nicht vollständig erstarrte Schmelze treffen und dort in Form von gesinterten Pulverpartikeln auf der Probenoberfläche verbleiben. Dies kann mit Spratzern verglichen werden, die aufgrund des hohen Rückstoßdruckes des Metaldampfes aus der Schmelze auf die Probenoberfläche geschleudert werden [220]. Zhang et al. [221] konnten in diesem Zusammenhang herausfinden, dass Spratzerpartikel eine Steigerung der Oberflächenrauheit um ca. 130 % verursachen können. Demnach ist ein vergleichbarer Einfluss der während der PBF-LB/M-Fertigung der US-Proben in Bewegung versetzten Pulverpartikel auf die resultierende Oberflächenqualität denkbar.

Schlussendlich belegen die Ergebnisse der Rauheitsmessungen, dass die zur Umsetzung einer US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung erforderliche Fertigungsstrategie einen signifikanten Einfluss auf die Oberflächencharakteristik der aufgebauten Proben hat und dementsprechend aufgrund einer verstärkten Kerbwirkung ebenfalls eine Reduzierung der mechanischen Eigenschaften naheliegend ist. Eine nachgelagerte Oberflächenbehandlung würde diesen Effekt verringern und die resultierenden mechanischen Eigenschaften positiv beeinflussen [222]. Da in dieser Arbeit der grundlegende Einfluss der US-Anregung auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften im Fokus steht, sind nachgelagerte Oberflächenbehandlungen nicht Teil dieser Untersuchungen.

5.4. Fazit ultraschallunterstützte PBF-LB/M-Fertigung

Die vorliegende Untersuchung zielte darauf ab, die US-Anregung während des PBF-LB/M-Prozesses zu implementieren und deren Einfluss auf Mikrostruktur und mechanische Anisotropie der Proben zu erforschen. Zur Umsetzung einer US-Anregung während des PBF-LB/M-Prozesses konnte ein Fertigungskonzept entwickelt werden, das einen Probenaufbau ohne nötige Reduzierung der US-Leistung ermöglichte.

Bezugnehmend auf die anfangs definierte wissenschaftliche Fragestellung

Welche Auswirkung hat die US-Anregung während des PBF-LB/M-Aufbaus auf die Mikrostruktur und die hieraus resultierende mechanische Anisotropie der aufgebauten Proben?

kann Folgendes festgehalten werden. Die vorgestellten Ergebnisse zeigen, dass die aufgebauten Proben ohne US-Anregung eine homogene Kornorientierung in Richtung des Wärmeeintrags aufwiesen, während für Proben die mit US-Anregung aufgebaut wurden eine gesteigerte Varianz der Kornorientierung vorherrschte. Ferner konnte nur für die US-Proben die Bildung von SDAs nachgewiesen werden, was durch den Einfluss der US-Anregung auf die Temperaturgradienten erklärt werden kann. In EBSD-Analysen wurde eine stärkere Varianz der Korngrößen und -orientierung durch die US-Anregung bestätigt. Die ECD-Analyse belegte, dass die US-Anregung die relative Häufigkeit von Körnern mit geringem Durchmesser steigert.

Diese Erkenntnisse in Verbindung mit der Existenz von SDAs lassen darauf schließen, dass die Kornfeinung des Gefüges vermutlich nicht durch eine Fragmentierung der Dendriten hervorgerufen wurde. Stattdessen erscheint eine kavitationsinduzierte heterogene Keimbildung durch den Druckimpuls beim Kollaps von Kavitationsblasen und einer damit einhergehenden Erzeugung von Keimzentren naheliegend [140].

Die mechanische Anisotropie der aufgebauten Zugproben konnte entscheidend beeinflusst werden. Die US-Anregung führte zu einer Minderung der mechanischen Anisotropie für alle betrachteten mechanischen Kennwerte. Herauszustellen ist hierbei die Reduzierung der Anisotropie der Zugfestigkeit um ca. 55 %. Ebenfalls verglichen mit Literaturwerten konnte die vorgestellte US-unterstützte Fertigungsstrategie geringe Anisotropien nachweisen.

Ein weiteres Handlungsfeld ergibt sich aus der signifikanten Steigerung der Oberflächenrauheit durch den US-unterstützten Fertigungsprozess. Eine nachgelagerte Oberflächenbehandlung würde diesen Effekt verringern und einen positiven Einfluss auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften hervorrufen.

Zusammenfassend konnte durch die Implementierung der US-Anregung im PBF-LB/M-Prozess die mechanische Anisotropie reduziert und ein isotropes Materialverhalten gefördert werden. Die Untersuchung bestätigte, dass die US-Anregung während des PBF-LB/M-Prozesses das Potential besitzt, die Qualität und Homogenität der hergestellten Bauteile signifikant zu verbessern.

6. Strategien zur Beeinflussung der Duktilität von PBF-LB/M-Bauteilen

In diesem Kapitel werden verschiedene Strategien zur Beeinflussung des PBF-LB/M-Prozesses beschrieben, die das Ziel einer gesteigerten Bauteilduktilität verfolgen. Hierzu werden drei unterschiedliche Ansätze verfolgt: zum einen eine gezielte Beeinflussung der resultierenden Phasenanteile bei der PBF-LB/M-Fertigung eines Edelstahl, zum anderen eine Beeinflussung der dominierenden Verformungsmechanismen eines HMnS. Weiterhin wird ein Fertigungskonzept vorgestellt, das das Prinzip der PBF-LB/M-Fertigung hybrider Bauteile aufgreifen soll, um verformungskritische Bereiche eines Bauteils durch gewalzte Bleche zu substituieren.

6.1. Beeinflussung des Austenitgehalts

Kapitel 6.1 ist der gezielten Beeinflussung der resultierenden Phasenanteile von im PBF-Prozess verarbeitetem 1.4542 gewidmet. Übergeordnetes Ziel ist die Begünstigung der austenitischen Phase, da diese in der Regel besser verformbar ist als martensitische Phasen. Die regelmäßige Kristallstruktur ermöglicht unter Belastung eine plastische Verformung, während Martensit aufgrund erhöhter Spannungen durch das verzerrte Gitter eine geringere Umformbarkeit aufweist [113]. In Kapitel 6.1 erfolgt daher eine Auseinandersetzung mit der wissenschaftlichen Fragestellung:

Welche Auswirkung hat eine angepasste Prozessführung auf die Phasenanteile und die Duktilität von PBF-LB/M-Bauteilen?

Hierzu soll durch gezielte Anpassung der Belichtungsstrategie und der Prozessparameter eine Beeinflussung der Temperaturgradienten erfolgen und der Einfluss auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften im Zugversuch evaluiert werden.

6.1.1. Belichtungsstrategie und Zykluszeit

Die in diesem Abschnitt vorgestellten Ergebnisse wurden in Platt et al. 2018 [223] veröffentlicht. In der nachstehenden Untersuchung wurden der Werkstoff 1.4542 und die PBF-LB/M-Anlagen EOSINT M290 verwendet.

Initial soll der Einfluss verschiedener Belichtungsstrategien sowie Zykluszeiten auf den resultierenden Austenitanteil der aufgebauten Proben analysiert werden. Hierfür wurden Würfel mit einer Kantenlänge von 10 mm mit unterschiedlichen Belichtungsstrategien hergestellt. Alle Proben wurden mit 0,02 mm Schichtdicke und einem Hatchabstand von 0,09 mm sowie mit einer Vorheiztemperatur von 80 °C aufgebaut. Als Zykluszeit wurden 20 s und 160 s gewählt. Dabei beinhalten diese Zeiten nicht nur die Belichtungszeit, sondern auch die Zeit der Beschichtung, die in den vorliegenden Experimenten konstant 15 s betrug. Die erhöhte Belichtungszeit von 160 s wurde durch zusätzliche ‚virtuelle Proben‘ erreicht, die mit einer Laserleistung von 0 W belichtet wurden. Neben der Streifenbelichtung (ST, Streifenbreite 5 mm) wurde eine Schachbrettbelichtung (SB) mit einer Quadratgröße von 1 mm² angewandt. Für beide Belichtungsstrategien wurden die

gleichen Parameter von 190 W Laserleistung und 1150 mm/s Scangeschwindigkeit verwendet. Ferner wurden die XRD-Spektren von 30 bis 80° gemessen, um die Messzeit zu verkürzen, und aufgrund der Tatsache, dass in diesem Bereich die deutlichsten Signaländerungen zu erwarten sind.

In Bild 6-1 sind die gemessenen XRD-Diffraktogramme dargestellt. In den Diagrammen sind die nach [110] zuzuordnenden martensitischen α' - und austenitischen γ -Peaks zugeordnet.

Wie die Ergebnisse erkennen lassen, weisen die Proben mit einer Belichtungszeit von 20 s und ST-Strategie eine dominierende austenitische Phase in unterschiedlichen Orientierungen auf.

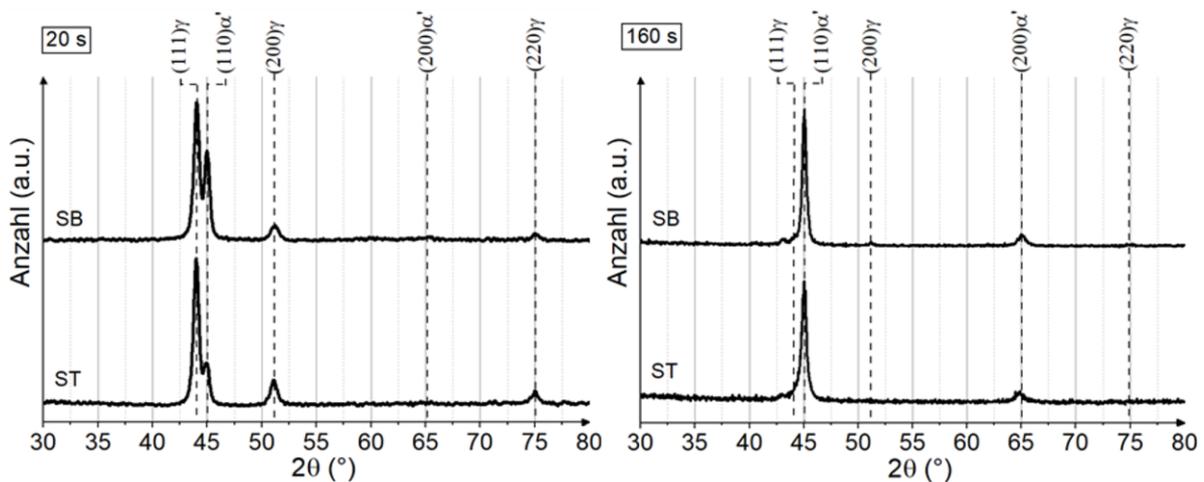


Bild 6-1: XRD-Diffraktogramme der unterschiedlichen Belichtungsstrategien ST und SB für die Zykluszeiten 20 s und 160 s.

Dabei ist die $(111)\gamma$ -Orientierung dominierend. Ebenso ist ein geringer Anteil der austenitischen $(220)\gamma$ -Orientierung zu sehen. Nur eine Orientierung der kubisch-raumzentrierten (krz) α -Fe-Phase $(110)\alpha'$ ist im gemessenen Spektrum erkennbar. Unter anderem Rafi et al. [110] und Mahmoudi et al. [188] weisen den krc- α -Fe-Peaks martensitische Phasen zu, weshalb solche Phasen im weiteren Verlauf dieser Arbeit auch als martensitisch bezeichnet werden. Das Signal des $(110)\alpha'$ -Peaks nimmt bei einem Wechsel auf Schachbrettbelichtung (SB) deutlich zu. Daraus lässt sich folgern, dass ein höherer Martensitgehalt in den Proben vorliegt. Zwar ist die dominierende Orientierung weiterhin die austenitische $(111)\gamma$, allerdings ist der Anteil im Vergleich zur ST-Strategie gesunken und der martensitische Anteil in $(110)\alpha'$ -Orientierung gestiegen. Auffällig ist allerdings, dass die $(200)\alpha'$ -Orientierung keine sichtbare Veränderung der Peak-Intensität beschreibt. Allerdings konnte diese Orientierung auch bei anderen Veröffentlichungen erst ab einem vergleichsweise hohen martensitischen Phasenanteil detektiert werden [110]. Somit ist denkbar, dass der Martensitanteil in den Proben mit 20 s Belichtungszeit zum Nachweis der $(200)\alpha'$ -Orientierung nicht ausreichend hoch ist.

Bei Betrachtung der XRD-Diffraktogramme für die deutlich erhöhte Zykluszeit von 160 s wird deutlich, dass es keinen erkennbaren Unterschied hinsichtlich der Phasenbildung bei den verschiedenen Belichtungsstrategien gibt. Beide Proben sind von einem Signal-Peak in der $(110)\alpha'$ -Orientierung geprägt. Darüber hinaus werden, anders als beim Aufbau mit einer niedrigen Belichtungszeit, keine austenitischen $(111)\gamma$ -, $(200)\gamma$ - oder $(220)\gamma$ -Orientierungen gebildet. Allerdings ist erstmalig auch die martensitische $(200)\alpha'$ -Orientierung erkennbar, die nur bei einem relativ hohen Martensitanteil sichtbar wird. Folglich kann von einem nahezu vollständig martensitischen Gefüge ausgegangen werden.

Wie durch die dargestellten XRD-Analysen veranschaulicht, sind die durch die verschiedenen Belichtungsstrategien hervorgerufenen Phasenanteile bei kürzeren Zykluszeiten differiert. Weiterhin ist durch die Analysen belegt, dass die Zykluszeit einen im Vergleich zur Belichtungsstrategie dominanten Einfluss auf die resultierende Phasenzusammensetzung hat. Der generell hohe Austenitanteil bei der ST-Belichtung bei einer Zykluszeit von 20 s ist auf das anzunehmende höhere Temperaturniveau innerhalb der Probe während des Aufbaus zurückzuführen. Aufgrund der kurzen Belichtungszeiten hat die Probe kürzere Abkühlungszyklen, was zu einer erhöhten Gesamttemperatur der Probe führt. Infolgedessen erreicht ein geringerer Anteil des Gefüges die Martensit-Starttemperatur von 105 °C (vgl. Kapitel 2.6), was folglich zu einem geringeren Anteil an martensitischen Phasen führt [224,225].

Aus diesen initialen Versuchen lässt sich ableiten, dass zur Realisierung eines möglichst hohen Anteils austenitischen Gefüges die Verwendung der ST-Belichtung in Verbindung mit einer möglichst geringen Belichtungszeit zu bevorzugen ist.

Basierend auf diesen Ergebnissen soll nachfolgend der Einfluss der Prozessparameter Laserleistung und Scangeschwindigkeit auf den resultierenden Austenitanteil untersucht werden. Durch die hierdurch entstehenden unterschiedlichen Schmelzbadgeometrien ist es möglich, die Abkühlgradienten während des PBF-LB/M-Prozesses zu beeinflussen.

6.1.2. Laserleistung und Scangeschwindigkeit

Die in diesem Abschnitt dargestellten Untersuchungen wurden in Platt et al. 2019 [226] veröffentlicht. Für diese Analysen wurde die PBF-LB/M-Anlage EOS M270 verwendet, die konzeptionell und hinsichtlich der verwendeten Anlagentechnik mit der zuvor verwendeten EOS M290 vergleichbar ist. Zusätzlich unterscheiden sich die vom Anlagenhersteller empfohlenen Standard-Parameter für die verwendeten 1.4542-Werkstoffe von 195 W und 1000 mm/s nur geringfügig in der Laserleistung und der Scangeschwindigkeit der EOS M290 PBF-LB/M-Anlage (190 W und 1150 mm/s), wodurch eine geeignete Übertragbarkeit vorangestellter Erkenntnisse gewährleistet ist. Um ein möglichst hohes Temperaturniveau der einzelnen Proben zu realisieren, wurden in Anlehnung an die Ergebnisse aus Kapitel 6.1.1 möglichst geringe Zykluszeiten angestrebt. Daher wurden vorwiegend höhere Scangeschwindigkeiten über dem Referenzwert von 1000 mm/s

untersucht. Die Referenz-Laserleistung entspricht der maximal nutzbaren Leistung der verwendeten PBF-LB/M-Anlage. Aus diesem Grund wurden nur Variationen in Richtung niedrigerer Laserleistungen durchgeführt, woraus das Parameterfenster hervorgeht, das in Tabelle 6-1 aufgeführt ist.

Tabelle 6-1: Verwendete Belichtungsparameter und die daraus resultierenden E_V . In grün hinterlegt ist die E_V des Referenz-Parametersatzes für 1.4542 bei einem Fokussdurchmesser von ca. 100 μm bei einer Plattformtemperatur von 80 $^{\circ}\text{C}$.

E_V [J/mm ³]		Laserleistung [W]					
		95	115	135	155	175	195
Scangeschwindigkeit [mm/s]	700	67,86	82,14	96,43	110,71	125,00	139,29
	1000	47,50	57,50	67,50	77,50	87,50	97,50
	1300	36,54	44,23	51,92	59,62	67,31	75,00
	1600	29,69	35,94	42,19	48,44	54,69	60,94
	1900	25,00	30,26	35,53	40,79	46,05	51,32
	2200	21,59	26,14	30,68	35,23	39,77	44,32

Für die Analyse der Schweißbahnen mittels Lichtmikroskopie, XRD-Phasenanalyse und Dichtebestimmung wurden additiv gefertigte Zylinder mit einer Höhe von 6 mm und einem Durchmesser von 10 mm verwendet.

Anfänglich erfolgte ein Parameterscreening zur Bestimmung von Parametersätzen mit möglichst hoher Scangeschwindigkeit bei ausreichender Dichte der Proben. In Bild 6-2 ist das Schweißbild der für die weitere Analyse ausgewählten Proben dargestellt. Eine vollständige Darstellung aller untersuchten Parametersätze ist im Anhang A - 1 zu finden.

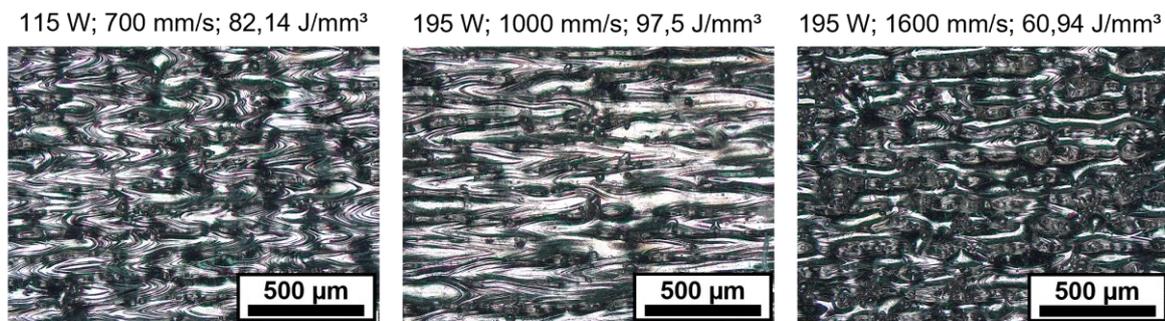


Bild 6-2: Schweißbilder der aus Tabelle 6-1 ausgewählten Prozessparameter.

Dabei handelt es sich neben dem Referenzparametersatz 195 W und 1000 mm/s um den Parametersatz 195 W und 1600 mm/s, der eine maximal realisierbare Scangeschwindigkeit bei noch akzeptabler Ausprägung der Schweißbahnen aufweist. Beim Vergleich beider Schweißbilder fällt die deutliche Varianz der Schmelzbahnbreiten auf. Darüber hinaus kommt es für den Parametersatz 195 W und 1600 mm/s zu einem vermehrten Abreißen der einzelnen Schmelzbahnen. Vergleichsweise hohe Scangeschwindigkeiten erhöhen das Verhältnis zwischen Länge und Breite der Schmelzbäder, was bei einer zu hohen Scangeschwindigkeit ein Abreißen der Schmelzbahnen verursachen kann. Aufgrund der Oberflächenspannung der Schmelze kann

es daraufhin zur Bildung von einzelnen Schmelztropfen, dem sogenannten Balling, kommen [56]. Das Schweißbild des Parametersatzes mit 195 W und 1600 mm/s legt dies nahe, allerdings sind trotz der vergleichsweise hohen Scangeschwindigkeit weiterhin Schmelzbahnen und kein dominierendes Balling erkennbar.

Neben diesen beiden Parametersätzen wurde mit 115 W und 750 mm/s ebenfalls eine Parameterkombination gewählt, die eine reduzierte Laserleistung beinhaltet. Die reduzierte Laserleistung führt u. a. nach Li et al. [227] zu einer Reduzierung des Schmelzbadvolumens und somit zu einer Steigerung der Abkühlrate bzw. einer damit verbundenen Verfeinerung des Gefüges. Wie bereits in Kapitel 2.6 beschrieben, resultiert eine verringerte Korngröße in einer Abnahme von M_s . Dadurch wird die Martensitumwandlung behindert und der Austenit stabilisiert [108,110,228]. Allerdings zeigen Untersuchungen von Colaco und Vilar [108], dass die Martensitstarttemperatur durch eine Steigerung der Versetzungsdichte angehoben wird. Eine Steigerung der Versetzungsdichte wird ebenfalls durch eine reduzierte Korngröße erzielt, da Versetzungen hauptsächlich an den Korngrenzen vorhanden sind [229]. Dies hätte somit einen gegenteiligen Effekt und würde zu einer Minderung des Austenitanteils führen. Die Auswirkung dieser diametral wirkenden Mechanismen sollen daher mit diesem Parametersatz überprüft werden.

Nach der lichtmikroskopischen Schweißbildanalyse erfolgte die XRD-Analyse der ausgewählten Proben nach Kapitel 4.7.5. Die resultierenden XRD-Diffraktogramme sind in Bild 6-3 dargestellt.

Die XRD-Diffraktogramme zeigen sowohl austenitische als auch martensitische Phasenpeaks. Dabei ist bei allen betrachteten Parametersätzen die austenitische $(111)\gamma$ -Orientierung dominierend. Als einzige martensitische Orientierung ist $(110)\alpha'$ erkennbar. Diese ist beim Standard-Parametersatz mit 195 W und 1000 mm/s am deutlichsten ausgeprägt. Im Gegensatz dazu ist der Anteil dieser Phase bei der Probe mit erhöhter Scangeschwindigkeit von 1600 mm/s reduziert, während der Anteil der austenitischen $(111)\gamma$ -Orientierung gestiegen ist. Diese Ausprägungen der Phasenanteile korrespondieren mit den vorangestellten Untersuchungen, da die vergleichsweise hohe Scangeschwindigkeit eine verkürzte Zykluszeit der einzelnen Proben verursacht. Dies bestätigt die Übertragbarkeit der bisherigen Erkenntnisse aus Kapitel 6.1.1. Darüber hinaus bestehen zwischen diesen beiden Parametersätzen keine weiteren erkennbaren Unterschiede.

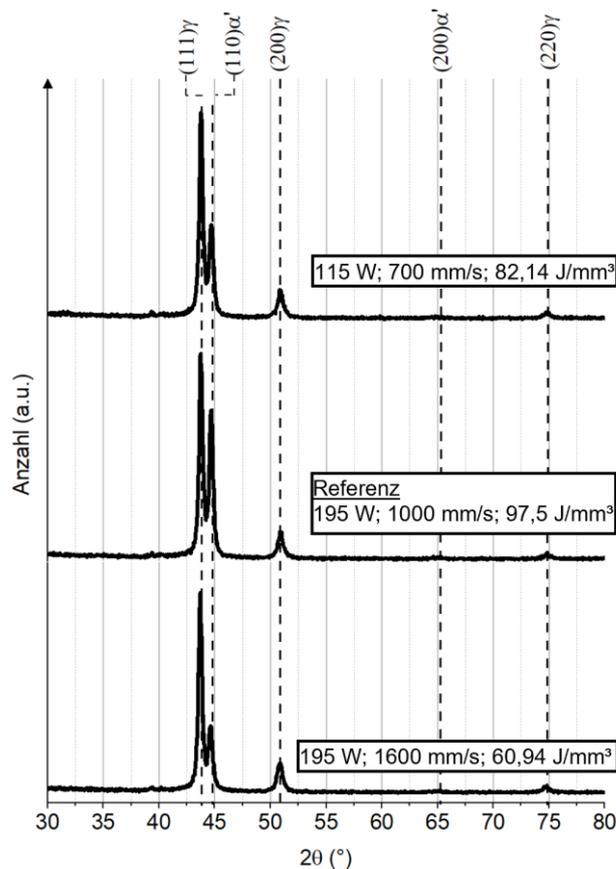


Bild 6-3: XRD-Diffraktogramme der ausgewählten Parametersätze mit reduzierter Laserleistung (115 W; 700 mm/s) und erhöhter Scangeschwindigkeit (195 W; 1600 mm/s).

Bei Betrachtung der Probe mit 115 W und 700 mm/s fällt ebenfalls der reduzierte Anteil der martensitischen (110)α'-Orientierung im Vergleich zum Referenzparametersatz auf. Jedoch ist der Anteil dieser Orientierung etwas höher im Vergleich zum Parametersatz mit 1600 mm/s. Daneben sind keine signifikanten Unterschiede zu den beiden anderen Parametersätzen ersichtlich.

Demnach scheinen hier zwei unterschiedliche Phänomene auf die Phasenzusammensetzung zu wirken, wie Bild 6-4 verdeutlicht. Aus der Analyse geht hervor, dass, obwohl die Scangeschwindigkeit mit 700 mm/s geringer ist als beim Standard-Parametersatz (1000 mm/s), eine Verringerung des Martensitgehalts bzw. eine Erhöhung des Austenitgehalts erzielt werden konnte. Dies ist in erster Linie eine Bestätigung der Untersuchungen von Rafi et al. [110], wonach die erhöhte Abkühlrate durch das reduzierte Schmelzbadvolumen zu einer Stabilisierung des Austenits führt und die Umwandlung in Martensit behindert wird, da die M_s mit einer Abnahme der Korngröße sinkt [110] (Bild 6-4a). Allerdings entspricht dies nicht den Erkenntnissen zur Auswirkung der Zykluszeit auf die entstehenden Phasenanteile. Für geringe Zykluszeiten ergab sich ein erhöhter Austenitgehalt durch die Anhebung des globalen Temperaturniveaus der Proben und somit Reduzierung der Temperaturgradienten (Bild 6-4b). Daher ist davon auszugehen, dass hier beide Phänomene gleichzeitig mit unterschiedlicher Ausprägung wirken.

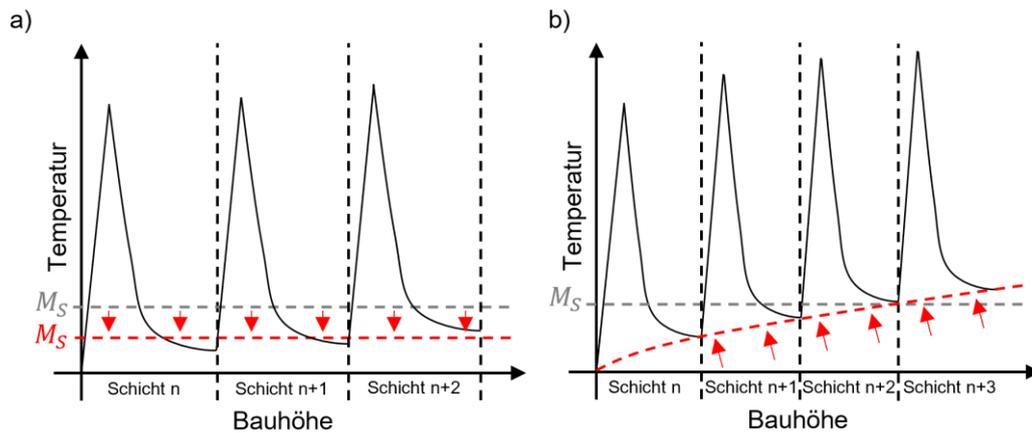


Bild 6-4: Schematische Darstellung zum Einfluss der reduzierten Korngröße in a) und dem erhöhten globalen Temperaturniveau in b) im Zusammenhang mit der M_S . In a) ist die durch die Reduzierung der Korngröße hervorgerufene Senkung der M_S in Rot dargestellt. In b) ist das steigende Temperaturniveau in Rot dargestellt.

Inwiefern die Beobachtungen die mechanischen Eigenschaften beeinflussen, wird nachfolgend beschrieben. Dazu wurden die Parametersätze mit reduzierter Laserleistung (115 W; 700 mm/s) und erhöhter Scangeschwindigkeit (195 W; 1600 mm/s) aufgrund des gesteigerten Austenitgehalts zur Herstellung der Zugproben ausgewählt.

6.1.3. Einfluss der Prozessführung auf die Bruchdehnung

Für diese Untersuchungen wurden je Parametersatz vier Zugproben der Form B (B5 x 25) nach DIN 50125 in horizontaler und vertikaler Ausrichtung aufgebaut.

Im Fokus dieser Untersuchungen steht der Einfluss auf die Duktilität der Proben, weshalb ausschließlich die Bruchdehnung betrachtet wird. Die ermittelten Bruchdehnungswerte für beide verwendeten Parametersätze sind in Bild 6-5 dargestellt. Zur Einordnung der Bruchdehnungswerte sind Referenzwerte aus der Literatur [230] angegeben, die mit derselben PBF-LB/M-Anlage erzielt wurden. Beim Vergleich der horizontal aufgebauten Proben fällt auf, dass der Parametersatz mit reduzierter Laserleistung mit 27,7 % eine zum Referenzwert um ca. 10 % (relative Steigerung) erhöhte Bruchdehnung aufweist. Daneben reproduziert der Parametersatz mit erhöhter Scangeschwindigkeit (25,2 %) die Bruchdehnung des Referenzwertes. Die Bruchdehnungswerte der vertikal aufgebauten Proben beschreiben ein vergleichbares Ergebnis. Weiterhin ist die Bruchdehnung des Parametersatzes mit reduzierter Laserleistung (31,7 %) größer im Vergleich zum Parametersatz mit erhöhter Scangeschwindigkeit (27,0 %). Für den Parametersatz mit reduzierter Laserleistung konnte bezogen auf den Referenzwert von 29,8 % eine Steigerung der Bruchdehnung um relative 6,3 % erzielt werden. Allerdings reduzierte sich die Bruchdehnung bei Verwendung des Parametersatzes mit erhöhter Scangeschwindigkeit um ca. 3 % (relative Häufigkeit), bezogen auf den Referenzwert. Auffällig ist weiterhin, dass sich die Bruchdehnungsdifferenz der beiden Parameter im Vergleich zu den horizontalen Proben in etwa verdoppelt hat. Zudem belegen beide untersuchten Parametersätze die aus der Literatur bekannte

und in Kapitel 2.4 beschriebene Anisotropie der mechanischen Eigenschaften, die aus der verfahrensinhärenten Mikrostruktur resultiert. Die Unterschiede in den ermittelten Bruchdehnungen werden ebenfalls durch die exemplarischen Aufnahmen der Bruchstellen in Bild 6-5 verdeutlicht. Während die Zugproben, die mit einer reduzierten Laserleistung von 115 W und 700 mm/s aufgebaut wurden, sowohl bei den horizontalen als auch bei den vertikalen Proben eine erkennbare Einschnürung des Probenquerschnitts aufweisen, beschreiben die Proben mit erhöhter Scangeschwindigkeit eher Charakteristika eines spröderen Bruches ohne erkennbare Einschnürung. Dies ist insofern überraschend, als die zuvor durchgeführten XRD-Analysen einen niedrigeren martensitischen Anteil aufzeigten.

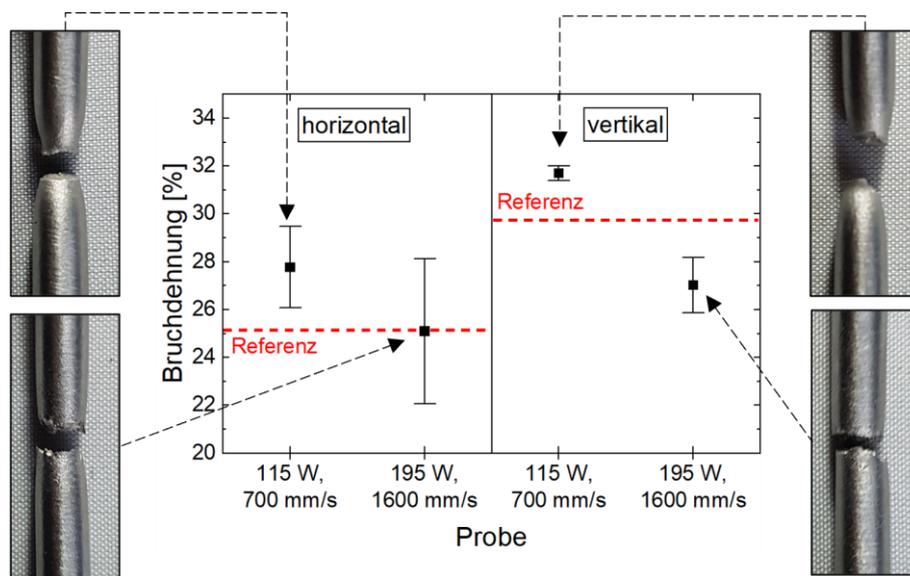


Bild 6-5: Vergleich der ermittelten Bruchdehnungswerte der Parametersätze mit reduzierter Laserleistung (115 W; 700 mm/s) und erhöhter Scangeschwindigkeit (195 W; 1600 mm/s) mit den Referenzwerten aus [230] (rot gestrichelte Linie) und Aufnahmen der exemplarische Bruchstellen der analysierten Zugproben.

Es kann somit festgehalten werden, dass die Reduzierung des in den XRD-Spektren erkennbaren Martensitanteils einen unterschiedlich starken Einfluss auf die Bruchdehnung hatte. Während bei den Proben mit reduzierter Laserleistung eine Steigerung der Duktilität in Form der Bruchdehnung zu beobachten war, konnte dieser Effekt nicht für den Parametersatz mit erhöhter Scangeschwindigkeit nachgewiesen werden. Schlussendlich hatte die Parameteranpassung bei der horizontalen Ausrichtung eine unveränderte Bruchdehnung, bei vertikaler Ausrichtung sogar eine Minderung der Bruchdehnung im Vergleich zu den jeweiligen Referenzwerten zur Folge. Ebenfalls auffällig ist, dass die Standardabweichung der Proben mit erhöhter Scangeschwindigkeit generell höher ist als bei den Proben des anderen Parametersatzes. Die vergleichsweise hohe Streuung der Ergebnisse in Verbindung mit dem eher spröden Bruchverhalten dieser Proben legt eine eher strukturelle Ursache für die basierend auf den XRD-Analysen unerwartete Minderung der Bruchdehnungswerte nahe. Daher wurden die Proben hinsichtlich der resultierenden Dichte und auf mögliche Fehlstellen untersucht.

Die ermittelten relativen Dichten sind in Bild 6-6 dargestellt. Demnach besitzen die Proben mit reduzierter Laserleistung eine relative Dichte von ca. 99,5 % und die Proben mit erhöhter Scangeschwindigkeit eine relative Dichte von ca. 98,0 %. Der Grund für die abweichenden Dichtewerte wird durch die abgebildeten Schliffbilder (Bild 6-6) erkennbar. Zwar sind für beide Parametersätze Lack-of-Fusion-Defekte zu beobachten, jedoch sind diese Defekte beim Parametersatz mit erhöhter Scangeschwindigkeit sowohl größer als auch häufiger ausgeprägt. Die durch die erhöhte Scangeschwindigkeit verkürzte Belichtungszeit führte zwar zu einer Reduzierung des martensitischen Anteils im Gefüge, allerdings ebenso zu einer Steigerung der Fehlstellenanzahl aufgrund des reduzierten Energieeintrags. Lack-of-Fusion-Defekte haben im Vergleich zu Gasporen einen stärkeren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften, da sie die Spannung unter Last erhöhen und ein vorzeitiges Versagen der Bauteile verursachen können, was die reduzierten Bruchdehnungen dieses Parametersatzes erklärt [231,232]. Zudem haben Lack-of-Fusion-Defekte aufgrund der erhöhten Schichtanzahl einen stärkeren Einfluss auf vertikale Proben als auf horizontale Proben [89]. Die Fehlstellen der Proben mit reduzierter Laserleistung übten anscheinend nur einen geringen Einfluss auf die Bruchdehnung aus, und es konnte trotzdem eine Steigerung der Probenduktilität erzielt werden. Diese These wird durch Untersuchungen von Kleszczynski und Elspaß [233] gestützt. Die Autoren verglichen die Auswirkungen unterschiedlicher Defektgrößen auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften von PBF-LB/M-Zugproben aus 1.4542. Die erzielten Ergebnisse belegten, dass isolierte innere Fehler < 1 mm nur einen geringen Einfluss auf die statischen Festigkeitsparameter haben.

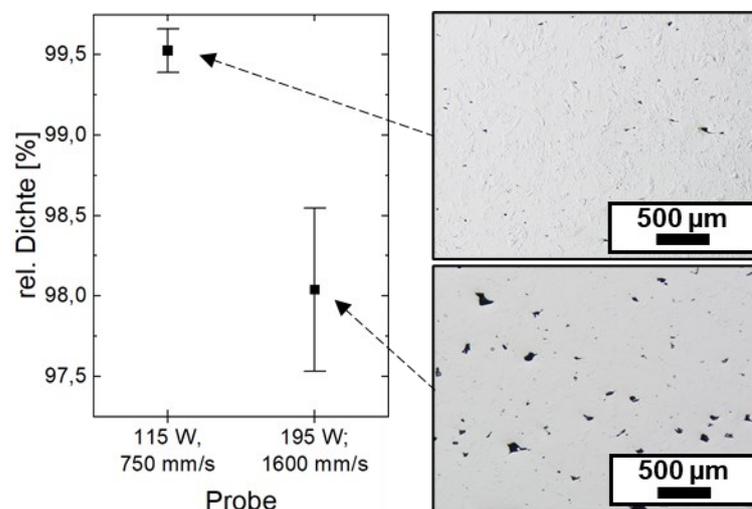


Bild 6-6: Ergebnisse der bildgestützten Dichteanalyse der untersuchten Parametersätze und deren exemplarischen Schliffbilder.

6.1.4. Zwischenfazit zur Beeinflussung des Austenitgehalts

Die angepasste Prozessführung zur Steigerung des Austenitanteils hat messbare Auswirkungen auf die Bruchdehnung von PBF-LB/M-Bauteilen. Die Untersuchungen zeigen, dass durch eine gezielte Anpassung der Zykluszeiten und Belichtungsstrategien der Austenitgehalt in den Proben

erhöht und der Martensitanteil reduziert werden kann. Insbesondere bei einer Reduzierung der Zykluszeit von 20 s führt die Verwendung der Streifenbelichtung zu einem höheren Austenitanteil, während die Schachbrettelbelichtung eher die Bildung martensitischer Phasen begünstigt.

Darüber hinaus wird anhand der Ergebnisse deutlich, dass auch durch die Optimierung der Laserleistung und Scangeschwindigkeit der Austenitgehalt gesteigert werden kann. Hohe Scangeschwindigkeiten und reduzierte Laserleistungen fördern die Bildung austenitischer Phasen durch verkleinerte Schmelzbäder und erhöhte Abkühlraten, was die Martensitstarttemperatur senkt.

Durch die Zugversuche lässt sich belegen, dass Proben mit höherem Austenitgehalt eine verbesserte Duktilität aufweisen. Proben, die mit reduzierter Laserleistung hergestellt wurden, zeigten eine erhöhte Bruchdehnung, die bei horizontalem Aufbau um etwa 10 %, im vertikalen Aufbau um etwa 6 % gesteigert werden konnte. Proben mit erhöhter Scangeschwindigkeit wiesen dagegen eher spröde Bruchmerkmale auf, und die Bruchdehnung konnte für den horizontalen Aufbau keine Verbesserung der Probenduktilität erzielen, für den vertikalen Aufbau resultierte die erhöhte Scangeschwindigkeit sogar in einer Verringerung der Duktilität. Die Ursache dafür liegt in den Lack-of-Fusion-Defekten, die bei hohen Scangeschwindigkeiten häufiger und größer auftreten und die Bruchdehnung negativ beeinflussen.

Bezogen auf die in Kapitel 3 formulierte wissenschaftliche Fragestellung

Welche Auswirkung hat eine angepasste Prozessführung auf die Phasenanteile und die Duktilität von PBF-LB/M-Bauteilen?

ergibt sich, dass eine angepasste Prozessführung zur Steigerung des Austenitanteils, bei ausreichender Probenqualität zu einer erhöhten Duktilität der PBF-LB/M-Bauteile führen kann. Weiterhin konnte dargelegt werden, dass die Zykluszeit einen dominanteren Einfluss auf die resultierende Phasenausbildung des Gefüges hat als die verwendete Belichtungsstrategie. Dies unterstreicht die Bedeutung der sorgfältigen Parameteroptimierung, um die mechanischen Eigenschaften additiv gefertigter Bauteile zielorientiert zu verbessern. Ferner verdeutlicht dies die Wichtigkeit einer globalen Betrachtung des Bauprozesses, da nicht nur die einzelnen bauteilspezifischen Belichtungsparameter, sondern auch die globalen Temperaturzyklen des Prozesses die Bauteileigenschaften beeinflussen können. Hieraus lässt sich ableiten, dass für thermisch sensible Werkstoffe auch der spätere Anwendungskontext, also ob Festigkeit oder Duktilität primär erforderlich ist, in die Wahl der Fertigungsparameter integriert werden muss. Ferner kann hierbei der Einsatz thermografiebasierter Überwachungssysteme sinnvoll sein.

In diesem Kapitel konnte eine signifikante Steigerung der Bauteilduktilität von bis zu 10 % im Vergleich zu den Literaturwerten erzielt werden. Neben einer angepassten Prozessführung stehen im Kontext des PBF-LB/M-Verfahrens aber noch weitere potente Strategien zur Steigerung der Bauteilduktilität zur Verfügung, die nachfolgend beschrieben werden.

6.2. Auflegieren eines HMnS mit Aluminium zur Steigerung der Umformbarkeit

In Kapitel 6.2 sollen die mechanischen Eigenschaften eines HMnS gezielt beeinflusst werden. Hierzu werden zwei Ansätze gewählt, die beide auf eine Beeinflussung der SFE zielen. Zum einen wird dem HMnS Aluminium zulegiert, zum anderen erfolgt darauf aufbauend eine US-Anregung des auflegierten HMnS. Im Mittelpunkt der nachstehenden Untersuchungen steht somit die wissenschaftliche Fragestellung:

Welche Auswirkung hat die US-Anregung im PBF-LB/M-Prozess auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften eines auflegierten HMnS?

Im Folgenden werden die Ergebnisse zum Auflegieren eines HMnS mit unterschiedlichen Aluminiumgehalten vorgestellt. Hierzu wird vorab eine Analyse der erstellten Pulverderivate hinsichtlich Partikelgrößenverteilung, Fließfähigkeit und Auswirkung auf die resultierende Absorption durchgeführt. Im Anschluss daran erfolgt die mechanische Analyse der aufgebauten Proben insbesondere hinsichtlich einer gesteigerten Duktilität. Als stellvertretender Indikator für die Bauteilumformbarkeit wird an dieser Stelle erneut die Bruchdehnung herangezogen. Im Laufe der Untersuchungen werden unterschiedliche Aluminiumanteile verwendet und analysiert. Eine Übersicht hierzu ist in Tabelle 6-2 dargestellt.

Tabelle 6-2: Durchgeführte Untersuchungen und dabei verwendete Al-Zugaben.

Untersuchungen		Al-Zugabe [wt.-%]			
		0,0	3,5	5,0	10,0
Pulver- analyse	PSD	•		•	•
	Fließfähigkeit	•	•	•	•
	Absorption	•	•	•	•
Mech. Analyse	Vorauswahl 0°-Proben	•	•	•	
	0°, 45°, 90°-Proben	•	•		

Initiale Analysen wurden für die Al-Zugaben von 5 wt.-% und 10 wt.-% durchgeführt, jedoch zeigt sich im weiteren Verlauf der Untersuchungen, dass zur Steigerung der Duktilität eine Al-Zugabe < 5 wt.-% zielführend ist. Zum Zeitpunkt der Untersuchungen mit 3,5 wt.-% Al stand der Camsizer XT, der zur Analyse der Partikelgrößenverteilung verwendet wurde, nicht mehr zur Verfügung. Daher sind diese Ergebnisse nur für die Legierungen HMnS sowie HMnS + 5 wt.-% Al und 10 wt.-% Al dargestellt.

6.2.1. Pulveranalyse

Aufgrund des in Abschnitt 2.5 beschriebenen hohen Einflusses der Pulvereigenschaften auf die resultierenden Bauteileigenschaften gilt es in einem ersten Schritt, die hergestellten Pulvermischungen hinsichtlich einer ausreichenden Prozessierbarkeit zu analysieren. Hierfür

werden nachstehend Untersuchungen zur Partikelgrößenverteilung, Fließfähigkeit und effektiven Absorption der HMnS + Al-Pulvermischungen vorgestellt.

Analyse der Partikelgrößenverteilung

Bild 6-7 zeigt die Analyse der Partikelgrößenverteilung in Form der Summenverteilung (Q3) des HMnS und der auflegierten Pulver HMnS + 5 wt.-% Al und HMnS + 10 wt.-% Al. Die Werte Q_{10} , Q_{50} und Q_{90} geben an, wieviel Prozent der Pulverpartikel unter der angegebenen Größe liegen; hierbei ist der Index die Prozentangabe [234].

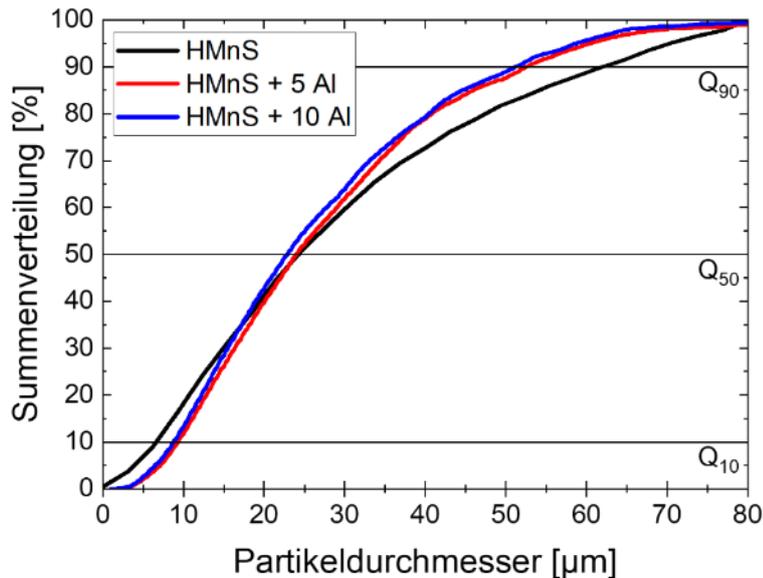


Bild 6-7: Summenverteilung des nicht auflegierten HMnS, des HMnS + 5 wt.-% Al und des HMnS + 10 wt.-% Al.

Bei Betrachtung der Summenverteilung der drei Pulvermischungen fällt insbesondere der Unterschied in den Werten für Q_{10} und Q_{90} auf, die die kumulativen Häufigkeiten der Partikeldurchmesser bei 10 % bzw. 90 % angeben. Für den HMnS liegen 10 % der Pulverpartikeldurchmesser unter ca. $6,7 \mu\text{m}$. Dem entgegen stehen die Q_{10} -Werte für die 5 wt.-% und 10 wt.-% Al-Zugabe von $9,6 \mu\text{m}$ bzw. $9,1 \mu\text{m}$, was darauf hinweist, dass die Zugabe von Al eine Vergrößerung der kleinsten Partikel bewirkt. Dies kann teilweise über die REM-Aufnahmen bestätigt werden, wonach der überwiegende Teil der Pulverpartikel mit geringer Größe dem HMnS zuzuordnen sind. Es ist somit denkbar, dass diese Kleinstpartikel in die Aluminiumpartikel ‚eingeknetet‘ werden und hierdurch eine Reduzierung des Feinkornanteils stattfindet. Aufgrund der Zugabe des Aluminiums und insbesondere durch Agglomeration der Al-Pulverpartikel erhöht sich somit der Q_{10} -Wert der auflegierten Pulverderivate. Darüber hinaus zeigt sich, dass die Summenverteilung der auflegierten Pulver ab einem Partikeldurchmesser von ca. $20 \mu\text{m}$ ansteigt. Dies bestätigt ebenfalls den Eindruck aus den REM-Aufnahmen, bei denen die Al-Partikel überwiegend Agglomerate mit Durchmessern $>20 \mu\text{m}$ darstellten. Der Q_{50} -Wert weist für alle betrachteten Pulvermischungen vergleichbare Werte von $24,5 \mu\text{m}$ für den HMnS sowie die

HMnS + 5 wt.-% Al-Zugabe bzw. 23,2 μm für die HMnS + 10 wt.-% Al-Zugabe auf. Für die Q_{90} -Werte ist erneut eine signifikante Abweichung des HMnS zu den beiden auflegierten Pulvermischungen erkennbar. Während für den HMnS 90 % der Partikeldurchmesser unterhalb von 62,2 μm liegen, sind die Werte für die auflegierten Pulvermischungen deutlich reduziert. Für die mit 5 wt.-% Al legierten Pulver ergibt sich ein Q_{90} -Wert von 52,8 μm , für die mit 10 wt.-% Al legierten Pulver hingegen ein Q_{90} -Wert von 51,1 μm . Dies belegt, dass die Al-Partikel zwar zu Agglomeraten anwachsen, die generelle Partikelgrößenverteilung sich allerdings trotzdem zu geringeren Durchmessern verschiebt. Im Vergleich zu Literaturwerten wie in [235] lässt sich gleichwohl festhalten, dass alle untersuchten Pulvermischungen eine vergleichsweise feine Partikelgrößenverteilung aufweisen. Seyda [91] stellte in durchgeführten Untersuchungen an unterschiedlichen Ti-6Al-4V-Pulvern Werte für Q_{10} zwischen 22,5 μm und 32,0 μm , für Q_{50} zwischen 38,9 μm und 45,3 μm sowie für Q_{90} Werte zwischen 53,0 μm und 55,0 μm fest. Demnach liegen nur die Q_{90} -Werte in einem vergleichbaren Wertebereich. Da insbesondere Partikel mit geringen Durchmessern eine im Allgemeinen geringere Fließfähigkeit aufweisen, werden nachfolgend Fließfähigkeitsuntersuchungen der Pulvermischungen durchgeführt [91].

Fließfähigkeitsanalyse

Laut den Untersuchungen von Spierings et al. [168] sind die entscheidendsten Faktoren zur Bestimmung der Fließfähigkeit der Lawinenwinkel und das Oberflächenfraktal. Daher sind diese beiden Faktoren in Bild 6-8 für die Pulvermischungen HMnS, HMnS + 3,5 wt.-% Al, 5,0 wt.-% Al und 10,0 wt.-% Al aufgeführt. Die für eine gute Fließfähigkeit identifizierten Schwellwerte sind ebenfalls in Bild 6-8 als horizontale Linien hinterlegt. Demnach besteht eine gute Fließfähigkeit des Pulvers bei einem Lawinenwinkel $>49^\circ$ und einem Oberflächenfraktal <5 .

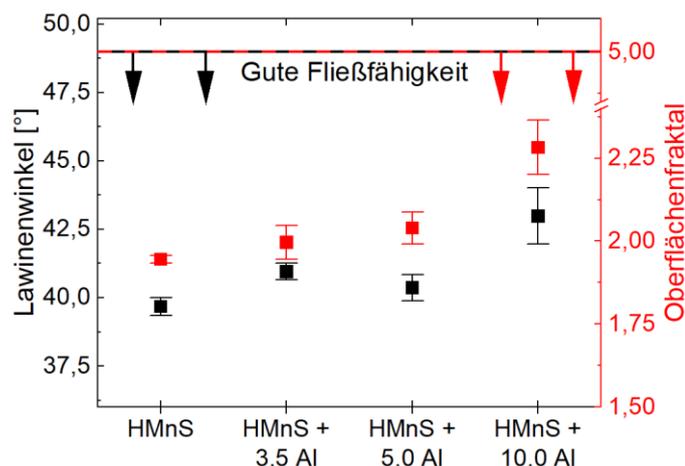


Bild 6-8: Lawinenwinkel (schwarz) und Oberflächenfraktal (rot) für die untersuchten Pulvermischungen HMnS-Derivate. Die nach [168] definierten Grenzwerte für gute Fließfähigkeit sind als übereinanderliegende horizontale Linie für den Lawinenwinkel (schwarz gestrichelt, $<49^\circ$) und das Oberflächenquartal (rot gestrichelt, <5) dargestellt.

Sowohl das nicht auflegierte Referenzpulver HMnS als auch alle weiteren untersuchten Pulvermischungen zeigen basierend auf den von Spierings et al. [168] definierten Kriterien eine für

den PBF-LB/M-Prozess geeignete Fließfähigkeit auf. Im Allgemeinen beschreiben beide Faktoren der Fließfähigkeit einen vergleichbaren Verlauf. Die geringsten Werte sowohl für den Lawinenwinkel als auch für das Oberflächenfraktal werden mit $39,7^\circ$ bzw. 1,95 für den nichtauflegierten HMnS erzielt. Die Zugabe von 3,5 wt.-% Al und 5,0 wt.-% Al bewirkt eine leichte Erhöhung des jeweiligen Lawinenwinkels und des Oberflächenfraktals. Die deutlichste Erhöhung der beiden Fließfähigkeitsfaktoren und somit auch die stärkste Reduzierung der Fließfähigkeit erfolgen durch die Zugabe von 10,0 wt.-% Al. Bezogen auf das Referenzpulver des HMnS ergibt sich eine relative Steigerung des Lawinenwinkels und des Oberflächenfraktals um 8,3 % bzw. 17,3 % auf $43,0^\circ$ und 2,3. Ferner scheint die Zugabe von 10,0 wt.-% Al ebenfalls Einfluss auf Homogenität der Fließfähigkeit zu nehmen, da die Standardabweichung im Vergleich zu den anderen Pulvermischungen und für beide Faktoren deutlich erhöht ist.

Es bleibt somit festzuhalten, dass mit steigendem Anteil an zugegebenem Aluminium die Fließfähigkeit reduziert wird. Dennoch liegen alle gemessenen Faktoren unterhalb der Grenzwerte, die eine gute Fließfähigkeit vorhersagen. Auffällig ist letztlich auch die steigende Inhomogenität der Fließfähigkeit bei Zugabe von 10,0 wt.-% Al. Ma et al. [236] konnten durch numerische Untersuchungen an einem Metallpulver mit Partikelgrößen zwischen $45\ \mu\text{m}$ und $150\ \mu\text{m}$ nachweisen, dass die Zugabe von vergleichsweise feinem Pulver von $15\ \mu\text{m}$ bis $45\ \mu\text{m}$ eine Reduzierung der Fließfähigkeit mit steigendem Feinanteil zur Folge hat. Die Autoren führen dies auf den mit sinkender Partikelgröße steigenden Einfluss der van-der-Waals-Kräfte zurück. Mit steigendem Feinanteil steigt die Wahrscheinlichkeit eines Agglomerierens der Partikel, und die Fließfähigkeit nimmt ab. Ein vergleichbarer Einfluss der eher feinen Al-Pulverpartikel ($< 20\ \mu\text{m}$) auf die Fließfähigkeit der hier durchgeführten Untersuchungen ist somit ebenfalls denkbar.

Neben der Auswirkung auf die Fließfähigkeit kann eine Pulvermodifikation ebenfalls die effektive Absorption während des PBF-LB/M-Prozesses beeinflussen [237]. Nachfolgend sind daher die Ergebnisse der durchgeführten Absorptionsmessungen dargestellt.

6.2.2. Absorptionsmessung

In Bild 6-9 sind die mit dem in Kapitel 4.4 vorgestellten Messaufbau ermittelten Absorptionskoeffizienten der untersuchten Pulvermischungen dargestellt.

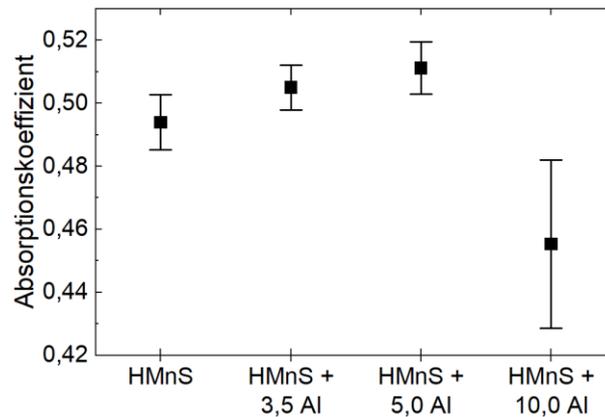


Bild 6-9: Absorptionskoeffizient des nicht auflegierten HMnS sowie des HMnS + 3,5 wt.-% Al, HMnS + 5,0 wt.-% Al und des HMnS + 10,0 wt.-% Al.

Für das nicht auflegierte HMnS-Pulver ergibt sich ein Absorptionskoeffizient von 0,494. Eine Zugabe von 3,5 wt.-% Al führt demnach zu einer Erhöhung des Absorptionskoeffizienten um 2,24 % auf 0,505. Darüber hinaus beschreibt der Absorptionskoeffizient des HMnS + 5 wt.-% Al mit 0,511 den höchsten Wert dieser Studie. Im Vergleich zum nicht auflegierten HMnS mit 0,494 ist dieser Wert um 0,017 gestiegen, was einem relativen Anstieg um 3,44 % entspricht. Andererseits zeigt die Legierung mit einem Aluminiumgehalt von 10 wt.-% Al den niedrigsten Absorptionskoeffizienten von 0,455, der um 0,039 bzw. 7,89 % unter dem Wert des HMnS liegt. Die Arbeiten von Ye et al. [238] legen nahe, dass die Absorption im PBF-LB/M-Prozess hauptsächlich an der Oberfläche der Schmelze stattfindet und stark von verschiedenen Parametern wie Scangeschwindigkeit, Laserleistung und Materialeigenschaften beeinflusst wird. Es ist anzunehmen, dass die Zugabe von Aluminium das Schmelzbad beeinflusst, was wiederum einen Effekt auf die Absorption hat. Eine mögliche Erklärung für den Anstieg des mittleren Absorptionskoeffizienten bei Zugabe von 3,5 wt.-% und 5,0 wt.-% Aluminium könnte die Bildung des Keyhole-Effekts sein, bei dem Verdampfung zu einem Druck auf die Oberfläche des geschmolzenen Materials führt, was die Absorption in einem Hohlraum innerhalb des Materials erhöht [48]. Trapp et al. [173] weisen darauf hin, dass dieser Effekt besonders bei der Verarbeitung von Aluminium relevant ist, da der Siedepunkt und die Grenztemperatur für die Bildung des Keyhole-Effekts nahe beieinander liegen. Ebenfalls wird gemäß den Autoren ein Anteil der Laserleistung direkt vom entstehenden Dampf und Plasma absorbiert. Es ist somit denkbar, dass der Abfall des mittleren Absorptionskoeffizienten zwischen 5 wt.-% Al und 10 wt.-% Al darauf zurückzuführen ist, dass durch den höheren Aluminiumgehalt mehr Metaldampf entsteht, der zusätzliche Laserleistung absorbiert. Darüber hinaus haben die Fließfähigkeitsmessungen ergeben, dass die HMnS + 10 wt.-% Al-Legierung eine vergleichsweise geringe Fließfähigkeit aufweist. Die reduzierte Fließfähigkeit des Pulvers könnte somit eine gesteigerte Inhomogenität bzw. eine reduzierte Packungsdichte der Pulverschicht hervorrufen. Die hieraus resultierende geringere Masse hat somit eine geringere Absorption des Pulvers zur Folge.

Basierend auf den bisher gewonnenen Erkenntnissen zu den auflegierten Pulvern und im Besonderen aufgrund der Fließfähigkeitsergebnisse wurden die Legierungen HMnS + 3,5 wt.-% Al und HMnS + 5 wt.-% Al-Legierung zur weiteren Analyse ausgewählt. Um eine möglichst fehlerstellenfreie PBF-LB/M-Fertigung zu gewährleisten, wurde initial eine Parameterstudie durchgeführt. Begründet mit den vergleichsweise geringen Unterschieden in der Fließfähigkeit und der Absorption der beiden betrachteten Pulvermischungen sowie in Verbindung mit einer nur begrenzten Pulvermenge, konzentrierte sich diese Analyse auf die HMnS + 5 wt.-% Al-Legierung.

6.2.3. Dichteanalyse

In einer vorangestellten Parameterstudie zum nicht auflegierten HMnS wurden bereits die in Tabelle 6-3 dargestellten Parameter ermittelt.

Tabelle 6-3: Ermittelte Prozessparameter zur Verarbeitung des nicht auflegierten HMnS innerhalb des PBF-LB/M-Prozesses.

Legierung	Laserleistung	Fokussdurchmesser	Hatch	Scangeschwindigkeit	Schichtdicke
HMnS	120 W	82 μm	70 μm	700 mm/s	30 μm

In Bild 6-10 sind die ermittelten Dichtewerte der Parameterstudie des mit 5 wt.-% auflegierten HMnS in Abhängigkeit der Volumenenergiedichte aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass die Dichtewerte im Bereich einer E_V von 63,49 J/mm³ bis 74,83 J/mm³ von 99,38 % auf 99,69 % ansteigen. Der Anstieg erfolgt dabei annähernd linear. Zur Veranschaulichung ist in Bild 6-10 die rot dargestellte Ausgleichskurve eingezeichnet. In diesem Bereich steigt die relative Dichte um 0,03 %/(J/mm³). Jenseits der E_V von 81,63 J/mm³ endet der stetige Anstieg, da die relative Dichte zum nächsten Messpunkt bei 88,44 J/mm³ nur noch um 0,03 % auf einen Wert von 99,95 % ansteigt. Bei einer E_V von 95,24 J/mm³ wurden zwei Messpunkte erfasst. Auffällig ist hier, dass die Dichtewerte mit 99,90 % und 99,96 % um 0,06 % leicht voneinander abweichen.

Hierbei wird verdeutlicht, wie wichtig das Zusammenspiel der Hauptparameter Laserleistung und Scangeschwindigkeit ist. Zwar weisen beide Parameter dieselbe E_V auf, die resultierende relative Dichte weicht allerdings ab. Gleichwohl kann festgehalten werden, dass der Unterschied von 0,06 % vergleichsweise gering ist und die verwendete bildgestützte Dichteanalyse immer auch nur einen lokalen Dichtewert zulässt. Die Prozessparameter der Proben unterscheiden sich in Bezug auf Scangeschwindigkeit und Laserleistung. Die Probe mit 120 W und 600 mm/s weist die höhere Dichte auf, dementsprechend wurde mit geringerer Laserleistung und Scangeschwindigkeit eine höhere Dichte erzielt. Die relative Dichte bei einer E_V von 114,29 J/mm³ liegt bei 99,95 %.

Bei der Betrachtung der Probe mit 120 W bei 700 mm/s im Vergleich zu den Proben 140 W und 700 mm/s sowie 120 W und 600 mm/s ist zu erkennen, dass mit der Erhöhung der E_V durch eine Erhöhung der Laserleistung um 16,67 % eine Abnahme der Dichte um 0,02 % einhergeht. Im Gegensatz dazu ist bei der Erhöhung der E_V durch eine Reduzierung der Scangeschwindigkeit um

14,28 % bei gleichbleibender Laserleistung eine Erhöhung der relativen Dichte um 0,04 % zu verzeichnen.

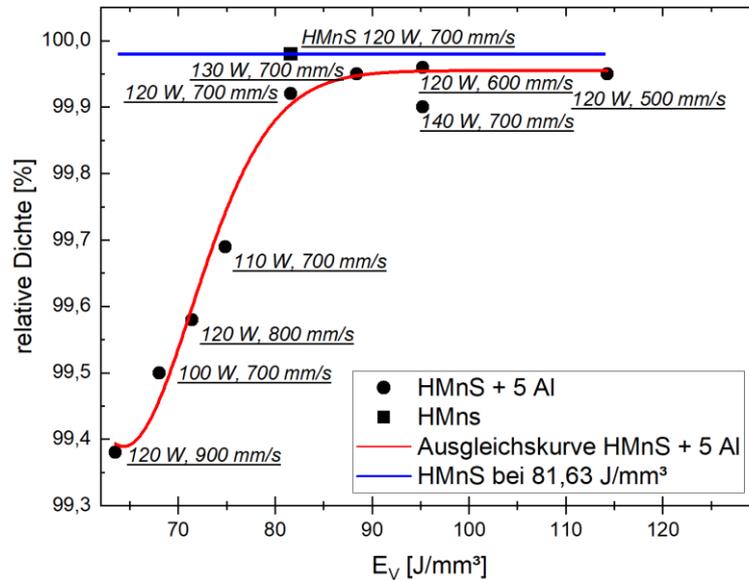


Bild 6-10: Relative Dichte über die Volumenenergiedichte des nicht auflegierten HMnS (Viereck mit blauer Gerade) und des HMnS + 5 wt.-% Al (Kreise mit roter Ausgleichskurve).

Folglich scheint die Scangeschwindigkeit einen größeren Einfluss auf die Bauteildichte zu haben als die Laserleistung. Im Bereich einer E_V von 88,44 J/mm³ bis 114,29 J/mm³ scheint eine Stagnierung der relativen Dichte einzutreten, ab der die relative Dichte mit steigender E_V abfällt. Die rot dargestellte Ausgleichskurve in Bild 6-10 beschreibt den Verlauf über alle Messpunkte der HMnS + 5 Al-Legierung. Es ist zu erkennen, dass der Dichtewerte für 140 W/700 mm/s verglichen mit den anderen Messwerten stark vom Verlauf der quadratischen Funktion abweicht. Ein möglicher Erklärungsansatz hierfür kann die bereits in Abschnitt 6.2.2 beschriebene Verstärkung des Key-Hole-Effekts durch das zulegierte Al sein. Insbesondere mit steigender Laserleistung steigt auch die Eindringtiefe des Lasers und somit die Tendenz zum Key-Hole-Effekt [239]. Bild 6-10 zeigt darüber hinaus die relative Dichte der Parameterstudie im Vergleich zur Dichte des HMnSs ohne zusätzliches Aluminium, das bei einer E_V von 81,63 J/mm³ verarbeitet wurde (blaue Gerade). Aus dem Diagramm ist zu erkennen, dass der HMnS ohne zusätzliches Al mit 99,98 % die höchste relative Dichte aufweist. Die höchste relative Dichte des HMnS mit 5 wt.-% Al mit 99,96 % weist die Probe mit den Parametern 120 W/600 mm/s auf. Die Probe wurde mit einer E_V von 95,24 J/mm³ gefertigt. Die Probe des reinen HMnS wurde mit 81,63 J/mm³ bzw. 120 W/700 mm/s gefertigt. Demnach wurde eine 16,67 % höhere E_V benötigt, die durch eine Reduzierung der Scangeschwindigkeit um 14,28 % erzielt wurde. Aufgrund dieser Erkenntnis ist davon auszugehen, dass die Zugabe von Aluminium die Entstehung von Poren begünstigt, wodurch die relative Dichte abnimmt. An dieser Stelle ist die These aus Abschnitt 6.2.2, dass für die Verarbeitung der fünfprozentigen Aluminiumlegierung eine geringere E_V benötigt wird, widerlegt.

Ewald et al. [119] haben ähnliche Beobachtungen bei der Verarbeitung von HMnS im PBF-LB/M-Prozess dokumentiert. Auch hier führte die Aluminiumzugabe von 1,0 wt.-% zu einer Abnahme der Dichte.

In Bild 6-11 sind Aufnahmen der Schlifffbilder für die vier betrachteten Proben dargestellt. Auffällig ist, dass bei einer Scangeschwindigkeit von 500 mm/s vermehrt sphärische Poren erkennbar sind, was in der Regel auf Gaseinschlüsse aufgrund eines zu hohen Energieeintrags hindeutet. Für eine Scangeschwindigkeit von 600 mm/s lassen sich ebenfalls überwiegend sphärische Poren feststellen, allerdings in leicht reduzierter Form im Vergleich zur Probe mit 500 mm/s. Bei Scangeschwindigkeiten größer 600 mm/s weisen die Schlifffbilder eine zunehmende Anzahl an nichtsphärischen gefüllten Fehlstellen auf. Vor allem bei 800 mm/s verstärkt sich dieses Erscheinungsbild. Chen et al. [240] konnten in ihrer Untersuchung zu einer in-situ legierten High-Entropy-Legierung ebenfalls gefüllte Fehlstellen nachweisen.

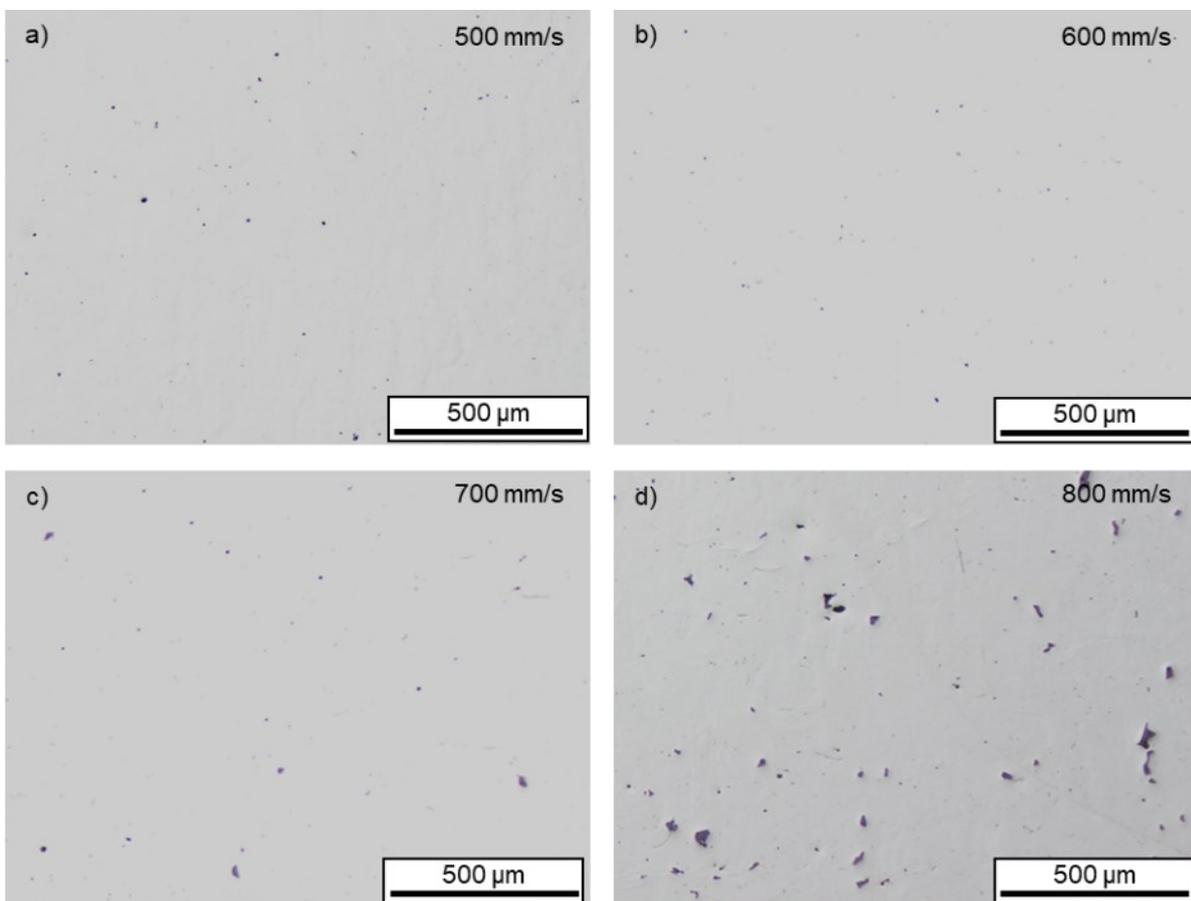


Bild 6-11: Schlifffbilder der HMnS + 5 wt.-% Al-Legierung bei 120 W und 500 mm/s, 600 mm/s, 700 mm/s und 800 mm/s in a), b), c) und d).

Dabei handelte es sich laut den Autoren um MnO-Ausscheidungen, die während des Aufschmelzens entstanden sind. Ein ähnlicher Effekt könnte daher auch in diesen Untersuchungen stattgefunden haben, da durch die Aluminiumzugabe und die am Pulver vorhandene Oxid-Schicht ebenfalls der Sauerstoffgehalt erhöht wird. Ein gesteigerter Energieeintrag und somit eine erhöhte

Dynamik innerhalb des Schmelzbades scheint dieser Fehlstellenbildung entgegenzuwirken und eine homogenere Elementverteilung zu erzeugen. Ein vergleichbares Verhalten bezogen auf die Prozessparameter-Material-Interaktion wurde auch in [166,241,242] beschrieben. Somit scheint der erhöhte Energiebedarf zur fehlerarmen PBF-LB/M-Fertigung der auflegierten Pulver in der benötigten höheren Schmelzbadynamik begründet zu sein. Die Schmelzbadaufnahmen in Bild 6-11b bestätigen diese Annahme.

Auf Grundlage dieser Ergebnisse wird der Parametersatz mit 120 W und 600 mm/s zur Verarbeitung des auflegierten Pulvers ausgewählt (Tabelle 6-4).

Tabelle 6-4: Ermittelte Prozessparameter zur Verarbeitung der auflegierten HMnS-Pulvermischungen.

Laserleistung	Fokusbildmesser	Hatch	Scangeschwindigkeit	Schichtdicke
120 W	82 µm	70 µm	600 mm/s	30 µm

Anhand der vorgestellten Dichteanalyse zeigte sich, dass insbesondere eine Laserleistung von 120 W für die Verarbeitung geeignet ist und darüber hinaus die Scangeschwindigkeit einen unterschiedlichen Einfluss auf die resultierende Probendichte hat. Nach der Parameterauswahl erfolgte die Analyse der mechanischen Eigenschaften im Zugversuch.

6.2.4. Mechanische Analyse der hergestellten Pulvermischungen

Für die Zugversuche in diesem Kapitel 6.2.4 wurden jeweils acht miniaturisierte Zugproben der Form E nach DIN 50125 eingesetzt.

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Zugversuche zur mechanischen Charakterisierung des HMnS als Referenz ausgewertet. Daran anschließend erfolgt ein auf den horizontalen Aufbau (0°) reduziertes Vorscreening der mechanischen Eigenschaften der HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung und der HMnS + 5,0 wt.-% Al-Legierung. Hierdurch soll die Al-Zugabe ermittelt werden, die die deutlichste Steigerung der Duktilität erlaubt. Durch den alleinigen Aufbau von horizontalen Zugproben wird der Pulverbedarf des Vorscreenings deutlich reduziert. Nach Auswahl der vielversprechendsten Legierung erfolgt ein vollständiges Screening in horizontaler, 45°- und vertikaler Ausrichtung.

HMnS

Nachstehend werden die Ergebnisse der Zugversuche des nicht auflegierten HMnS kurz dargestellt.

Bild 6-12 beschreibt die ermittelte Zugfestigkeit und Bruchdehnung über den Polarwinkel während des Aufbaus der Zugproben aus HMnS. Hier ist zu erkennen, dass die mittlere Zugfestigkeit der Proben mit steigendem Polarwinkel abnimmt. So haben die Proben, die im Polarwinkel 0° gefertigt wurden, eine mittlere Zugfestigkeit von 706,53 MPa und die Proben im Polarwinkel 45° eine mittlere Zugfestigkeit von 670,9 MPa, was einer Reduzierung der mittleren Zugfestigkeit um 5,04 % entspricht.

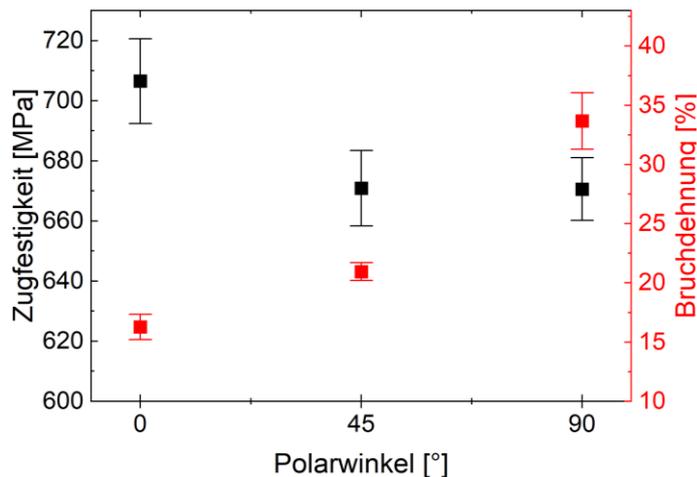


Bild 6-12: Zugfestigkeit (schwarz) und Bruchdehnung (rot) des nicht auflegierten HMnS über die Polarwinkel 0°, 45° und 90°.

Die Zugproben im Polarwinkel 90° weisen eine mittlere Zugfestigkeit von 670,59 MPa auf. Damit hat sich die mittlere Zugfestigkeit zwischen den Polarwinkeln 45° und 90° um vernachlässigbare weitere 0,05 % verringert. Unter Berücksichtigung der Standardabweichung kann hier jedoch nicht von einer Veränderung gesprochen werden.

Haase et al. [243] konnten ein ähnliches Verhalten bei der Verarbeitung des HMnS in denselben Polarwinkeln beobachten. Hier wurde die Reduzierung der mittleren Zugfestigkeit bei steigendem Polarwinkel auf die anisotrope Mikrostruktur, die während der Verarbeitung im PBF-LB/M-Prozess entsteht, zurückgeführt. Darüber hinaus wurde festgestellt, dass die Korngröße entlang der Aufbaurichtung zugenommen hat, wodurch basierend auf der Hall-Petch-Korngrößenverfestigung die Festigkeit mit steigender Korngröße abnimmt [76].

Olakanmi et al. [244] haben ebenfalls einen ähnlichen Verlauf der Zugfestigkeit in Abhängigkeit des Polarwinkels festgestellt. Hier wurde die Verringerung der Zugfestigkeit mit steigendem Polarwinkel unter anderem auf Defekte in der x-y-Ebene, die während des Bauvorgangs entstehen, zurückgeführt.

Für die Bruchdehnung ergibt sich eine gegenläufige Tendenz im Vergleich zur vorgestellten Zugfestigkeit. So nimmt die mittlere Bruchdehnung mit steigendem Polarwinkel zu. Die Proben im Polarwinkel 0° weisen eine mittlere Bruchdehnung von 16,27 % auf. Im Polarwinkel 45° erhöht sich die mittlere Bruchdehnung auf 20,96 %, was einem Anstieg um 28,79 % entspricht. Von 45° auf 90° Polarwinkel steigt die mittlere Bruchdehnung weiter auf 33,68 % und damit um 60 %. Die Zunahme der mittleren Bruchdehnung mit steigendem Polarwinkel im PBF-LB/M-Prozess wurde bereits in verschiedenen Studien mit unterschiedlichen Materialien beobachtet [244–247]. Dabei handelt es sich um ein verfahrensinhärentes Verhalten von PBF-LB/M-Bauteilen (vgl. Kapitel 2.4). Die Standardabweichung der Proben, die in einem Polarwinkel von 90° aufgebaut wurden, ist deutlich stärker ausgeprägt als die der anderen Probenorientierungen. Grund für die höhere

Standardabweichung könnte die höhere Schichtanzahl sein, die die Fehlerwahrscheinlichkeit erhöhen kann [34].

Bild 6-13 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Diagramme einzelner Proben des HMnS in den genannten Polarwinkeln. Hier wird ersichtlich, dass die Spannungsverläufe vor dem Versagen der Proben keine Maxima aufweisen.

Ewald et al. [119] haben bei der Untersuchung von HMnS ähnliche Verläufe der Spannungs-Dehnungs-Diagramme erzielt. Hier wurde das Ausbleiben von Maxima der Zugspannung vor dem Versagen der Probe auf den TWIP- und TRIP-Effekt zurückgeführt. Die hohe Verfestigung deutet dabei auf einen dominierenden TRIP-Effekt hin.

Unterstützt wird diese Erkenntnis durch die für die HMnS-Legierung berechnete SFE von $14,5 \text{ mJ/mm}^2$ (vgl. Tabelle 4-6), da laut u. a. Frommeyer et al. [120] hier der TRIP-Effekt ($\gamma_{SF} < 20 \frac{\text{mJ}}{\text{m}^2}$) dominiert.

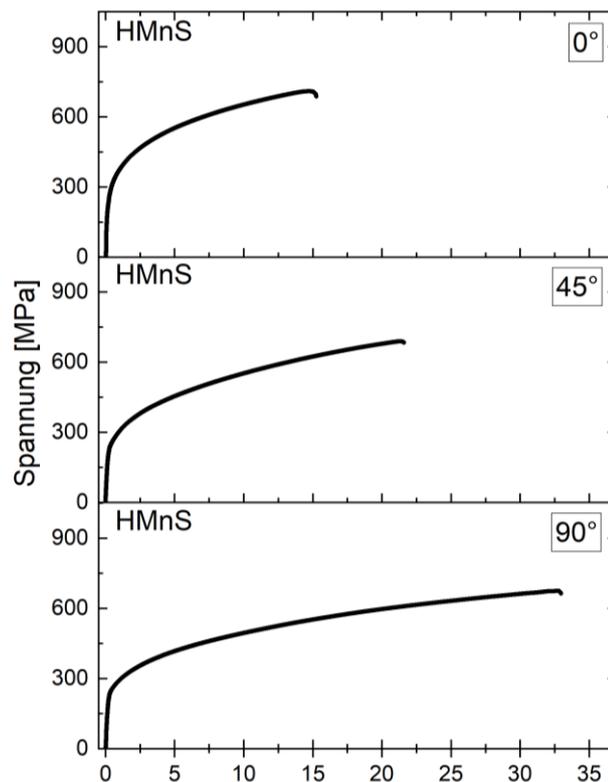


Bild 6-13: Spannungs-Dehnungs-Diagramm exemplarischer Zugproben des HMnS in den Polarwinkeln 0° , 45° und 90° .

Nach der Charakterisierung des nicht auflegierten HMnS erfolgt nun das Vorscreening zur Auswahl einer auflegierten HMnS-Variante.

Vorscreening der mechanischen Eigenschaften der auflegierten HMnS-Varianten

Zur Auswahl eines geeigneten Aluminiumgehalts wurden horizontale Zugproben aus HMnS mit 3,5 wt.-% Al und 5,0 wt.-% Al aufgebaut. Bild 6-14 enthält den Vergleich der Zugfestigkeit und Bruchdehnung des nicht auflegierten HMnS im Vergleich zu den beiden auflegierten Varianten. Der direkte Vergleich des HMnS im Polarwinkel 0° mit dem auflegierten Material lässt erkennen, dass die Zugfestigkeit des HMnS von 706,53 MPa durch das Auflegieren mit 3,5 wt.-% Al auf 588,43 MPa und mit 5,0 wt.-% Al auf 669,0 MPa und damit um 16,7 % bzw. 5,31 % reduziert wurde. Im Gegensatz dazu ist die gemittelte Bruchdehnung des HMnS von 16,27 % durch das Hinzufügen von 3,5 wt.-% Al auf 33,5 % erhöht worden. Beim Vergleich zu dem mit 5,0 wt.-% Al auflegierten Werkstoff konnte zwar auch eine Steigerung auf 25,69 % erzielt werden, allerdings liegt diese unterhalb der Bruchdehnung der HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung. Dies entspricht einem Anstieg um 105,9 %. Diese Legierung ist damit basierend auf der Auswertung der Bruchdehnungsergebnissen wesentlich duktiler als die beiden anderen Legierungen HMnS und HMnS + 5,0 wt.-% Al.

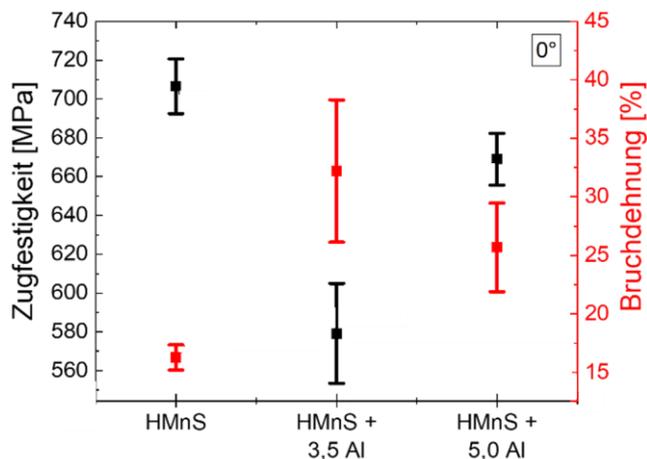


Bild 6-14: Zugfestigkeit (schwarz) und Bruchdehnung (rot) der Zugproben des HMnS, HMnS + 3,5 wt.-% Al und HMnS + 5,0 wt.-% Al für einen Polarwinkel von 0° .

Aufbauend auf diesen Ergebnissen wurde die HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung für eine vollständige mechanische Analyse in den Aufbauwinkeln 0° , 45° und 90° ausgewählt.

Mechanische Analyse des HMnS + 3,5 wt.-% Al

Bild 6-15 enthält die Ergebnisse der mechanischen Analyse des HMnS + 3,5 wt.-% Al mit der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung für die Aufbauwinkel 0° , 45° und 90° .

Die horizontal aufgebauten Proben (0° -Polarwinkel) beschreiben die höchste Zugfestigkeit mit 588,4 MPa. Erneut sinkt die Zugfestigkeit mit steigendem Polarwinkel. Demnach reduziert sich die Zugfestigkeit für die 45° - und 90° -Zugproben auf 572,5 MPa bzw. 518 MPa. Dies entspricht einer Reduzierung der Zugfestigkeit um 2,7 % (45°) und 11,9 % (90°). Für die Bruchdehnung zeigen sich ebenfalls deutliche Unterschiede in Abhängigkeit der untersuchten Polarwinkel. Allerdings ist diese

erneut entgegengesetzt zur Zugfestigkeit. Bei einem Polarwinkel von 0° wurde die geringste Bruchdehnung von 33,4° erzielt. Für die Polarwinkel 45° und 90° konnte eine relative Steigerung der Bruchdehnung um 11,7 % auf 37,3 % (45°) bzw. um 85,3 % auf 61,9 % (90°) bezogen auf die 0°-Orientierung erzielt werden. Die verfahrensimmanente Anisotropie der mechanischen Eigenschaften wird hier somit erneut verdeutlicht.

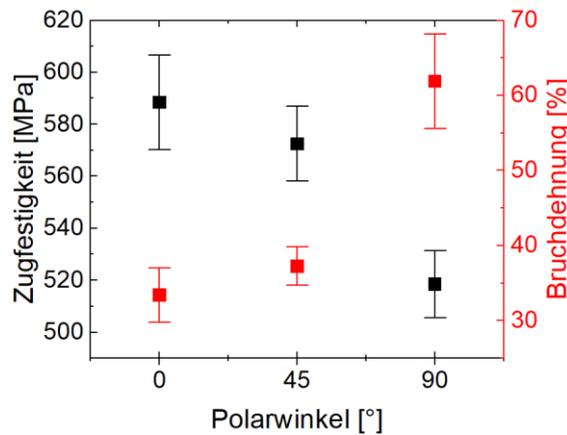


Bild 6-15: Zugfestigkeit (schwarz) und Bruchdehnung (rot) der Zugproben des HMnS + 3,5 wt.-% Al für die Polarwinkel 0°, 45° und 90°.

Um genaueren Aufschluss über eine mögliche durch Al-Zugabe hervorgerufene Steigerung der Bauteilduktilität zu erhalten, ist in Bild 6-16 der Vergleich einzelner Spannungs-Dehnungs-Diagramme des HMnS und des auflegierten HMnS in den untersuchten Orientierungswinkeln dargestellt. Neben dem bereits beschriebenen polarwinkelabhängigen Materialverhalten für beide betrachteten Legierungen wird ebenfalls verdeutlicht, dass die Zugfestigkeit des auflegierten HMnS (rote Kurve) für alle Polarwinkel unterhalb der Zugfestigkeit des HMnS liegt (schwarze Kurve). Bezogen auf die im Kontext dieser Arbeit entscheidende Duktilität der Proben ist festzuhalten, dass die Zugabe von Al für alle Aufbauorientierungen eine signifikante Steigerung der Bruchdehnung im Vergleich zum nicht auflegierten HMnS hervorgerufen hat. Demnach liegt die Steigerung für alle betrachteten Orientierungen jeweils im Bereich von 100 %, wie die Spannungs-Dehnungs-Kurven demonstrieren.

Darüber hinaus ist zu erkennen, dass die Streckgrenze des auflegierten Materials gegenüber dem HMnS ohne zusätzliches Aluminium gestiegen ist. Generell deutet dieses Verhalten unter statischer Belastung auf den SLIP-Effekt hin [248,249]. Allerdings belegt die signifikante Steigerung der Bruchdehnung im Vergleich zum HMnS ohne Aluminium eher einen dominierenden TWIP-Effekt. Die berechnete SFE von $42 \frac{mJ}{m^2}$ stützt diese These, wonach der TWIP-Effekt für SFE im Bereich zwischen $20 \frac{mJ}{m^2}$ und $50 \frac{mJ}{m^2}$ dozierend ist [165,250].

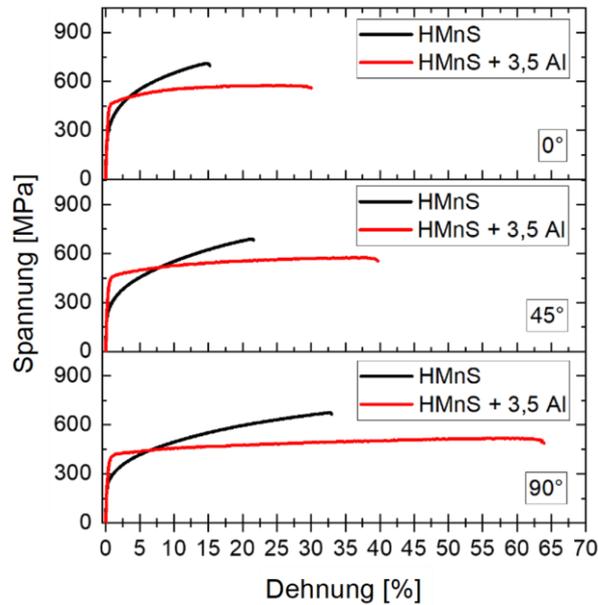


Bild 6-16: Spannungs-Dehnungs-Diagramm des HMnS und des HMnS + 3,5 wt.-% Al in den Polarwinkeln 0°, 45° und 90° im Vergleich.

Ewald et al. [119] konnten bei der Verarbeitung von HMnS in Verbindung mit Aluminium als Legierungselement im PBF-LB/M-Prozess ähnliche Ergebnisse erzielen. In der Studie wurde ebenfalls eine Verringerung der Zugfestigkeit bei gleichzeitiger Steigerung der Bruchdehnung durch die Zugabe von 1,3 wt.-% Aluminium festgestellt. Hierfür wurde TWIP als dominanter Verformungsmechanismus beobachtet, wohingegen im nicht weiter auflegierten HMnS der TRIP-Effekt vorherrschte. Darüber hinaus zeigte sich in der Studie, dass ein zu hoher Aluminiumanteil (6,41 wt.-%) die Entstehung des SLIP-Effekts fördert, der in einer verringerten Zugfestigkeit bei gleichzeitig verringerter Bruchdehnung resultiert. [119]

Um den dominierenden Verformungsmechanismus der HMnS + 3,5 wt.-% Al-Zugproben genauer untersuchen zu können, wurden EBSD-Analysen an den verformten Zugproben der 90°-Orientierung durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Bild 6-17 beschrieben. Aus Vergleichen mit EBSD-Aufnahmen von vergleichbaren Legierungen aus der Literatur [251,252] geht hervor, dass es sich bei den parallel verschobenen Streifen in 001-Orientierung um Verformungszwillinge (gelbe Pfeile) handelt. Darüber hinaus konnte ein vollständig austenitisches Gefüge ohne nachweisbare Anteile von Martensit (ϵ oder α) nachgewiesen werden.

Diese Ergebnisse in Zusammenhang mit den Literaturwerten sowie der berechneten SFE lassen den Schluss zu, dass für den auflegierten HMnS mit 3,5 wt.-% Al die verformungsinduzierte Zwillingsbildung als dominierender Verformungsmechanismus dargestellt werden kann. Gleichwohl deutet die erhöhte Kaltverfestigung auf einen Mitanteil von SLIP-Effekten hin. Um eine eindeutige Zuordnung der vorliegenden Verformungsmechanismen durchzuführen, wäre eine Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) erforderlich, die allerdings nicht Teil der hier durchgeführten Untersuchungen war.

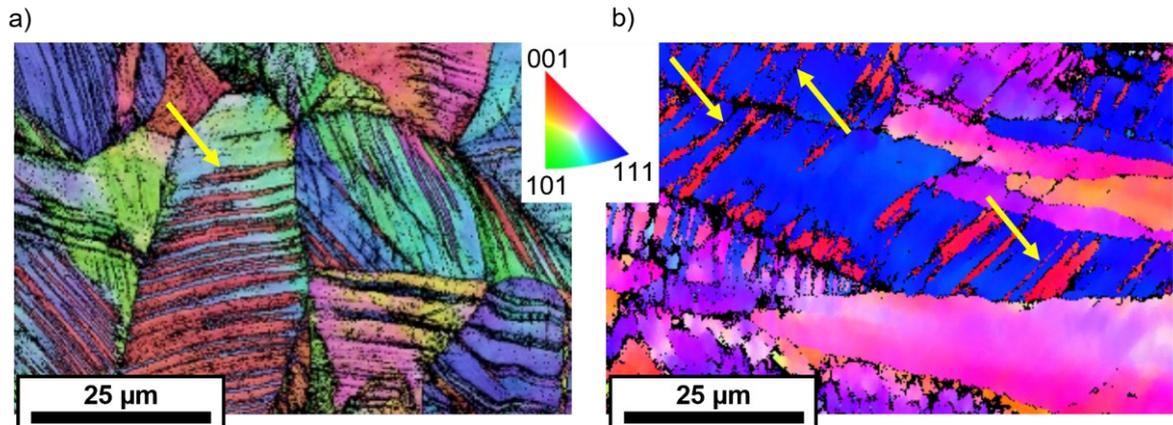


Bild 6-17: EBSD-Mapping mit IPF in a) aus [251] und in b) EBSD-Mapping mit IPF der HMnS + 3,5 wt.-% Al-Zugproben im Polarwinkel 90° nach der Verformung. Mit gelben Pfeilen sind die entstandenen Verformungszwillinge gekennzeichnet.

6.2.5. Ultraschallunterstützte PBF-LB/M-Fertigung eines auflegierten HMnS

Wie in den vorgestellten Untersuchungen zur US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung in Kapitel 5 herausgefunden wurde, kann eine US-Anregung während des Aufbauprozesses zu einer Reduzierung der mechanischen Anisotropie in Kombination mit einer Erhöhung der Festigkeit führen. Neben diesen positiven Effekten auf die mechanischen Eigenschaften bietet eine US-unterstützte Fertigung weitere interessante Möglichkeiten, die für den PBF-LB/M-Prozess und die resultierenden Bauteileigenschaften förderlich sein können. Wie bereits in Kapitel 2.8 ausgeführt wurde, bewirkt eine US-Anregung einer Metallschmelze durch erhöhte Strömungsgeschwindigkeiten innerhalb der Schmelze eine Homogenisierung der Elementverteilung im erstarrten Bauteil. Ferner kann aus den Ergebnissen zur Verarbeitung eines auflegierten HMnS in Kapitel 6.2.4 abgeleitet werden, dass die chemische Zusammensetzung einen erheblichen Einfluss auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften der erzeugten Bauteile hat. Daher ist es naheliegend, dass auch kleinere lokale Inhomogenitäten in der chemischen Zusammensetzung Einfluss auf die globalen mechanischen Eigenschaften der aufgebauten Proben haben. Ferner kann die für die resultierenden mechanischen Eigenschaften entscheidende SFE ebenfalls durch die Korngröße beeinflusst werden [132]. Eine durch US-Anregung hervorgerufene Kornverfeinerung während des PBF-LB/M-Prozesses, wie sie bereits in Kapitel 5.3.1 nachgewiesen wurde, bietet somit eine Möglichkeit zur Beeinflussung der resultierenden mechanischen Eigenschaften von HMnS.

Die vorangegangenen Erkenntnisse bilden den Ausgangspunkt für die nachfolgenden Untersuchungen, die einen kombinierten Ansatz aus einer US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung eines auflegierten HMnS beschreiben.

Diese Untersuchungen wurden ebenfalls an der SLM 280 HL PBF-LB/M-Anlage und mit der bereits beschriebenen HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung durchgeführt. Allerdings wurden ausschließlich vier Zugproben in horizontaler Ausrichtung (0°-Polarwinkel) aufgebaut, um die erforderliche

Pulvermenge zu reduzieren. Darüber hinaus soll im Rahmen dieser Arbeit allein der grundsätzliche synergetische Einfluss einer US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung und eines mit Aluminium auflegierten HMnS demonstriert werden. Die Zugproben wurden hinsichtlich Fertigungsparameter und Versuchsaufbau analog zum Vorgehen in Kapitel 5.2 gefertigt und sind in Tabelle 6-5 aufgelistet.

Tabelle 6-5: Verwendete Belichtungsparameter zur US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung eines auflegierten HMnS.

	Vorbelichtung	2. Belichtung
Laserleistung	120 W	200 W
Scan.-Geschw.	1400 mm/s	300 mm/s
Hatch	0,07 mm	0,2 mm
Eff-Fokus-Ø	120 µm	250 µm
Flächenenergie	1,22 J/mm ²	3,33 J/mm ²

In Bild 6-18 werden die resultierenden Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen der unter US aufgebauten HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung (HMnS + 3,5 Al + US) im Vergleich zum Referenzmaterial HMnS und demselben Werkstoff ohne US-Anregung während des Aufbaus (HMnS + 3,5 Al) verglichen. Für die Zugfestigkeit der mit US-Anregung aufgebauten HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung zeigt sich, dass diese mit 610,5 MPa zwischen den Werten der beide anderen Varianten mit 706,5 MPa (HMnS) bzw. 588,4 MPa (HMnS + 3,5 Al) liegt.

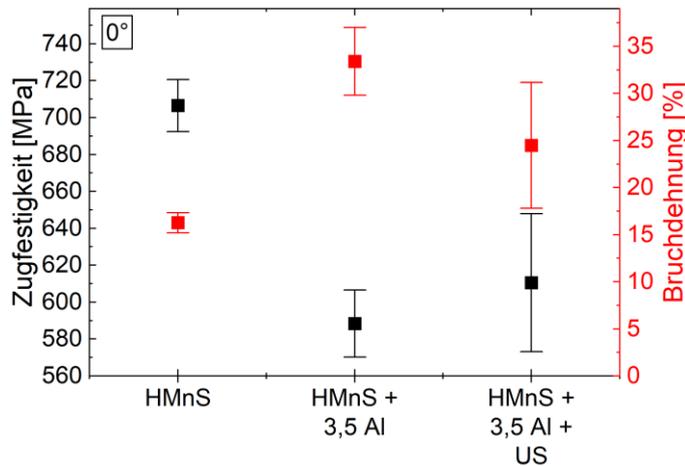


Bild 6-18: Zugfestigkeit (schwarz) und Bruchdehnung (rot) der unter US aufgebauten HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung (HMnS + 3,5 Al + US) im Vergleich zum Referenzmaterial HMnS und demselben Werkstoff ohne US-Anregung während des Aufbaus (HMnS + 3,5 Al). Alle Zugproben wurden horizontal aufgebaut (0°-Polarwinkel).

Für die Bruchdehnung ergeben sich vergleichbare Zusammenhänge. Hierbei liegt die Bruchdehnung der mit US-Anregung aufgebauten HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung mit 24,5 % ebenfalls zwischen den Bruchdehnungswerten des HMnS (16,3 %) und der HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung (33,4 %). Weiterhin ist auffällig, dass die Standardabweichungen beider mechanischen

Kennwerte für die US-angeregte HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung signifikant erhöht sind im Vergleich zu den anderen betrachteten Legierungen.

In Bild 6-19 ist ein Vergleich zwischen ausgewählten Proben der drei betrachteten Varianten dargestellt. Bei den beiden mit Al auflegierten Proben fällt eine weitestgehend konstante Parallelverschiebung der Messkurven um etwa 50 bis 60 MPa auf, angefangen bei einer um ungefähr 60 MPa gesteigerten Dehngrenze bis zu einer um 55 MPa erhöhten Zugfestigkeit. Die Dehnung ist dabei allerdings um ca. 2 % reduziert. Folglich bewirkte die US-Anregung während des Aufbaus eine Steigerung der Zugfestigkeit um ca. 10 %. Dies ist in guter Korrespondenz zu den in Kapitel 5.3.2 durchgeführten Untersuchungen, bei denen ebenfalls eine Steigerung der Zugfestigkeit um 10 % durch die US-Anregung einer Nickelbasislegierung nachgewiesen werden konnte. Allerdings muss hierbei erwähnt werden, dass die Fertigungsparameter in diesem Fall nicht vollkommen vergleichbar sind, da aufgrund der bereits beschriebenen Herausforderungen bei der PBF-LB/M-Fertigung mit losem Pulver und gleichzeitiger US-Anregung eine Anpassung der Fertigungsstrategie inkl. Vorversinterung des Pulvers erforderlich ist. Gleichwohl konnte durch die vorangegangenen Ergebnisse in Kapitel 5.3.2 belegt werden, dass eine US-Anregung während des PBF-LB/M-Aufbaus eine Steigerung der Festigkeit ermöglicht. Folglich ist auch bei diesen Untersuchungen davon auszugehen, dass die US-Anregung hier auch hauptsächlich für die Festigkeitssteigerung ist.

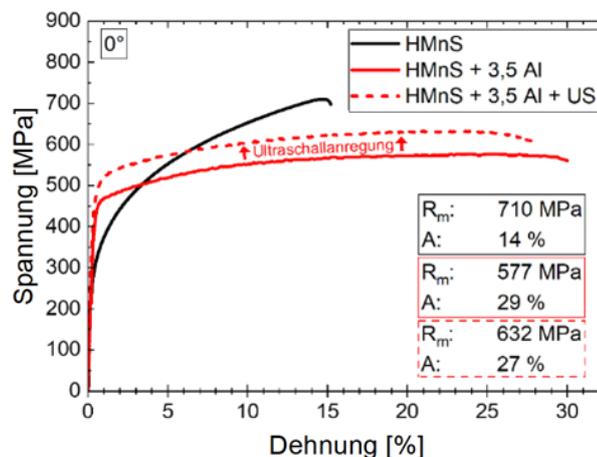


Bild 6-19: Vergleich der Proben HMnS, HMnS + 3,5 Al und der mit US-Anregung aufgebauten Probe HMnS + 3,5 Al + US in 0°-Ausrichtung.

Basierend auf den dargestellten Ergebnissen ermöglichte die US-Anregung während des Aufbaus der HMnS + 3,5 Al-Proben eine relative Erhöhung der Zugfestigkeit um ca. 10 %, bei einer relativen Reduzierung der Bruchdehnung um ca. 6 %, bezogen auf die Werte der gleichen chemischen Zusammensetzung ohne US-Anregung während des PBF-LB/M-Prozesses.

Für HMnS ist aus der Literatur bekannt, dass bei einer Reduzierung der Korngröße die Dehngrenze ansteigt und gleichzeitig die Zwillingsbildung (TWIP-Effekt) sowie die verformungsinduzierte Phasenumwandlung (TRIP-Effekt) unterdrückt werden können [253,254]. Dies könnte ein Hinweis

auf die leicht reduzierte Bruchdehnung beim Vergleich der HMnS + 3,5 Al-Proben mit und ohne US-Anregung sein.

Zur genaueren Analyse wurden daher EBDS-Untersuchungen an den gezogenen Zugproben durchgeführt. Die Ergebnisse der Korn- und der Phasenanalyse sind in Bild 6-20 wiedergegeben.

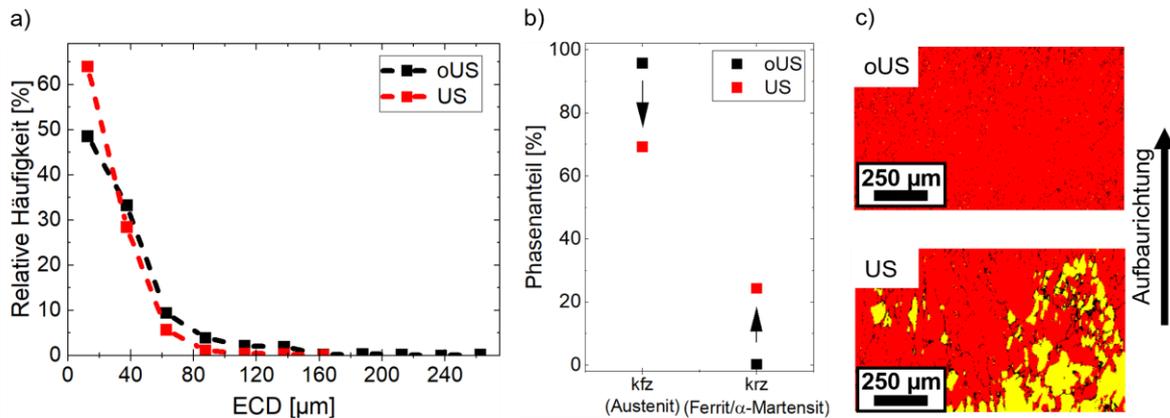


Bild 6-20: Ergebnisdarstellung der Kornanalyse in a) und der resultierenden Phasenzusammensetzung in b) für die HMnS + 3,5 wt.-% Al + US-Proben. In c) sind exemplarische Aufnahmen der Phasenzusammensetzung für die HMnS + 3,5 wt.-% Al-Proben ohne US-Anregung (oUS) und mit US-Anregung (US) abgebildet. Mit Rot ist dabei die austenitische kfz- und mit Gelb die krz-Phase gekennzeichnet.

Die Auswertung des äquivalenten Kreisdurchmessers (ECD) ist für die HMnS + 3,5 wt.-% Al-Proben ohne US-Anregung (oUS) und mit US-Anregung (US) in Bild 6-20a beschrieben. Die ECD-Werte sind zwischen 10 µm bis 260 µm in 25-µm-Cluster zusammengefasst. Die Werte für die oUS-Probe zeigen einen Maximalwert bei 30 µm mit einer relativen Häufigkeit von 48,5 %. Für größer werdende ECD- bzw. Korndurchmesser nimmt die relative Häufigkeit ab und fällt bei etwa 160 µm unter 1 %. Für die Proben mit US-Anregung zeigen sich insbesondere für geringere ECD-Werte Unterschiede zu den oUS-Proben. Die relative Häufigkeit von Korndurchmessern kleiner 25 µm ist demnach im Vergleich zu den Korndurchmessern um den gleichen Bereich der oUS-Probe auf 64,0 % gestiegen, was einer relativen Steigerung dieses Anteils um ca. 32,0 % entspricht. Für größere ECD-Werte nimmt die relative Häufigkeit erneut stark ab, bis diese bei etwa 115 µm unterhalb von 1 % liegt. Der Vergleich lässt somit erkennen, dass die US-Anregung zu einer erhöhten Anzahl von Körnern mit geringer Korngröße führt. Somit konnte die ECD-Auswertung erneut aufzeigen, dass die aus der Gusstechnik bekannte Kornfeinung durch US-Anregung ebenfalls auf den PBF-LB/M-Prozess übertragbar ist. Prinzipiell ergibt sich hierdurch ein Erklärungsansatz zu der im Zugversuch belegten höheren Dehngrenze, da über die bereits erwähnte Hall-Petch-Korngrößenverfestigung die Dehngrenze mit abnehmendem Korndurchmesser zunimmt [76]. Ferner konnte ein vergleichbarer Einfluss der Korngröße ebenfalls von Dini et al. [255] für einen konventionell hergestellten HMnS nachgewiesen werden, der ebenfalls einen dominierenden TWIP-Effekt als Verformungsmechanismus aufwies. Die Autoren verweisen in ihrem Erklärungsansatz ebenfalls auf die Hall-Petch-Kornverfestigung.

Weiterhin ist anhand der durchgeführten Phasenanalysen in Bild 6-20b und c) feststellbar, dass die US-Allanregung einen Einfluss auf die resultierenden Phasenanteile hatte. Demnach hatte die US-Anregung die Bildung der krz-Phase innerhalb des weiterhin dominierenden kfz-Austenits zur Folge. Der Austenitanteil reduzierte sich von 95,76 % (oUS) auf 69,23 % (US), andere Phasen konnten nicht ermittelt werden. Die Bildung der krz-Phase kann dabei auf zwei kombinierte Effekte aus Al-Zugabe und US-Anregung zurückgeführt werden. Zum einen ist bekannt, dass Aluminium die krz-Phase stabilisiert [256,257], zum anderen kann diese Stabilisierung ebenfalls durch eine Reduzierung der Korngröße erfolgen [258]. Demnach kann die erhöhte Festigkeit in Verbindung mit der reduzierten Duktilität der mit US angeregten Proben weiterhin auf die Bildung von krz-Phasen zurückgeführt werden. Darüber hinaus ist die Positionierung der krz-Phase im Gefüge auffällig. In Bild 6-21 sind eine exemplarische REM-Aufnahme und die resultierende Phasenzusammensetzung einer mit US angeregten HMnS + 3,5 wt.-% Al-Probe abgebildet. Dabei ist zu erkennen, dass die krz-Phase (gelb) von den Schmelzbadgrenzen (schwarz gestrichelt) unterbrochen wird. Vrancken et al. [259] konnten am Beispiel einer im PBF-LB/M-Prozess hergestellten Ti-Legierung zeigen, dass an den Schmelzbadgrenzen Mikroseigerungen von Legierungselementen entstehen können. Es ist somit denkbar, dass die in diesem Bereich abweichende chemische Zusammensetzung einen Einfluss auf die Phasenausbildung hatte. Einen vergleichbaren Effekt zur Ausbildung von krz- und kfz-Phasen im Zusammenhang mit einer unterschiedlichen Verteilung der chemischen Zusammensetzung konnten Kwok et al. [260] an einem Manganstahl (12 wt.% Mn) beschreiben. Die Autoren belegten innerhalb der untersuchten krz-Phase eine Minderung der Mn-Konzentration in Verbindung mit einer verstärkten chemischen Konzentration an Al. Für die untersuchte kfz-Phase (Austenit) ergab sich ein konträrer Verlauf dieser chemischen Verteilung hin zu einem höheren Mn- und einem reduzierten Al-Anteil. Es ist somit denkbar, dass ein vergleichbarer Effekt der Element-Variationen ebenfalls für die hier festgestellte lokale Bildung von krz-Phasen ursächlich ist. Allerdings steht dies im starken Kontrast zu der im Kontext der US-Anregung hervorgerufenen Steigerung der Schmelzbadströmungen.

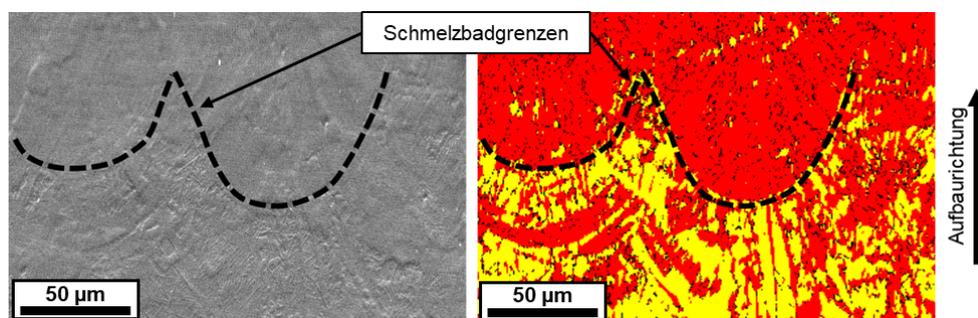


Bild 6-21: REM-Aufnahme (links) und resultierende Phasenzusammensetzung (rechts) einer mit US angeregten HMnS + 3,5 wt.-% Al-Probe. In schwarz gestrichelt sind die erkennbaren Schmelzbadgrenzen dargestellt. Mit Rot ist die austenitische kfz- und mit Gelb die krz-Phase gekennzeichnet.

Weiterhin kann die chemische Zusammensetzung gleichermaßen durch den während des PBF-LB/M-Aufbaus stattfindenden Aufschmelzprozess in Verbindung mit der Verdampfung von

Legierungselementen beeinflusst werden [261]. Die im Vergleich zur klassischen PBF-LB/M-Fertigung des HMnS verwendete hohe Laserleistung der zweiten Belichtung des US-Aufbaus könnte demnach eine höhere Schmelzbadtemperatur bewirkt haben. Der Vergleich zwischen den Siedepunkten von Fe (3343 K) [262] und Mn (2373 K) [263] legt nahe, dass Mn eher von einer möglichen Verdampfung betroffen ist als der zweite Legierungspartner Fe. Klapczynski et al. [264] belegten anhand von numerischen Untersuchungen für einen Edelstahl (1.4307), dass insbesondere Mn zur Verdampfung innerhalb der Metallschmelze neigt. Überdies konnten die Autoren herausfinden, dass mit steigender Schmelzbadströmung die Verdampfung von Mn zunimmt, da die Verdampfung hauptsächlich an der Schmelzbadoberfläche stattfindet. Durch die höheren Schmelzbadströmungen findet demnach ein gesteigerter Transport von Mn an die Oberfläche statt, wodurch der Anteil an verdampftem Mn gesteigert wird. Übertragen auf die hier erläuterten Untersuchungen könnte die durch den US hervorgerufene höhere Schmelzbadynamik in Verbindung mit der erhöhten Schmelzbadtemperatur durch Anpassung der Prozessparameter eine Beeinträchtigung des Mn-Gehalts hervorrufen. Diese Mn-Verarmung könnte somit eine Erklärung für die Bildung der kfz-Phase sein, die in Bild 6-21 zu erkennen ist. Weiterhin ist Mn als Austenitstabilisierer bekannt [265]. Eine Reduzierung des Mn-Anteils würde somit eine Bildung der krz-Phase vereinfachen. Dies steht im Einklang mit den Untersuchungen von Kwok et al. [260], die einen reduzierten Mn-Gehalt innerhalb der krz-Phase detektieren konnten. Schlussendlich resultierten diese Mechanismen in der gesteigerten Festigkeit in Verbindung mit der reduzierten Duktilität der HMnS + 3,5 wt.-% Al + US-Proben.

Darüber hinaus sind weitere Effekte wie eine gesteigerte Kerbwirkung, hervorgerufen durch die veränderten Oberflächeneigenschaften der aufgebauten Proben, erkennbar. Durch die zur Fertigung mit US-Anregung und loseem Pulver verwendete Aufweitung des Fokusdurchmessers kann es zu einer Reduzierung der Oberflächenqualität durch eine gesteigerte Anzahl an Versinterungen an der Probenoberfläche kommen.

6.2.6. Zwischenfazit zur Auflegierung von HMnS

Innerhalb der vorgestellten Untersuchungen wurde zuerst eine HMnS mit Al auflegiert und charakterisiert. Daran anschließend erfolgte eine US-Anregung der auflegierten Legierung während der PBF-LB/M-Fertigung.

Die Pulveranalyse der auflegierten HMnS + Al-Mischungen belegte einen Einfluss sowohl auf die Partikelgrößenverteilung als auch auf die Fließfähigkeit. In der Absorptionsmessung war der Einfluss des Aluminiums auf die gemessenen Werte ebenfalls zu erkennen. Es zeigte sich ein Zusammenhang zwischen dem gesteigerten Al-Gehalt und einer Steigerung der Absorptionswerte. Allerdings wurde auch hier der Einfluss der reduzierten Fließfähigkeit bei erhöhtem Al-Gehalt (10 wt.-% Al) deutlich. Im Anschluss an eine durchgeführte Parameterqualifizierung erfolgte die mechanische Analyse der aufgebauten Proben. Vorab wurde hierzu ein Vorscreening zur Bestimmung des am besten geeigneten Al-Gehaltes durchgeführt. Über die Auswertung von

horizontalen Zugproben beschrieb die HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung die deutlichste Steigerung der Bruchdehnung im Vergleich zum HMnS-Referenzwert. Demnach erfolgte anschließend die vollständige mechanische Charakterisierung der ausgewählten HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung. Hierbei ergab sich eine signifikante Steigerung der Bruchdehnung durch die Al-Zugabe. Für alle betrachteten Aufbaurichtungen (0°, 45°, 90°) konnte die Bruchdehnung in etwa verdoppelt werden. Basierend auf EBSD-Untersuchungen und anhand des Vergleichs mit anderen Forschungsarbeiten konnte der TWIP-Effekt als dominierender Verformungsmechanismus identifiziert werden, wenngleich die gesteigerte Dehngrenze im Vergleich zum HMnS ebenfalls einen möglichen Anteil an SLIP-Effekten nahelegt.

Aufbauend auf diesen Ergebnissen erfolgte eine US-Anregung des mit Al auflegierten HMnS, um die in Kapitel 3 formulierte wissenschaftliche Fragestellung

Welche Auswirkung hat die US-Anregung im PBF-LB/M-Prozess auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften eines auflegierten HMnS?

zu klären. Anhand der Untersuchungen konnte nachgewiesen werden, dass die US-Anregung während des PBF-LB/M-Prozesses signifikante Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften des auflegierten HMnS + 3,5 wt.-% Al hat. Im Vergleich zur gleichen Legierung ohne US-Anregung zeigte sich eine Erhöhung der Zugfestigkeit um etwa 10 % bei einer Reduktion der Bruchdehnung um ca. 6 %. Diese Veränderungen wurden durch eine verfeinerte Kornstruktur und die Bildung der krz-Phase innerhalb des dominanten kfz-Austenits erklärt.

Zusätzlich wurde festgestellt, dass die durch die US-Anregung hervorgerufene erhöhte Dynamik im Schmelzbad zu einer möglichen verstärkten Verdampfung von Mangan und einer damit verbundenen erleichterten Bildung der krz-Phase führt. Die Untersuchungsergebnisse bestätigen, dass die US-Anregung während des PBF-LB/M-Prozesses die mechanischen Eigenschaften des Materials durch Kornfeinung und Phasenumwandlung signifikant beeinflusst, was in einer erhöhten Festigkeit bei gleichzeitig reduzierter Duktilität resultiert.

6.3. Alternativer Ansatz zur Steigerung des Umformvermögens von PBF-LB/M-Bauteilen

In den bisher in diesem Kapitel vorgestellten Untersuchungen wurde eine prozess- und materialtechnische Beeinflussung der Bauteilduktilität von reinen PBF-LB/M-Bauteilen beschrieben. Allerdings ist es ebenfalls möglich, die Duktilität von PBF-LB/M-Bauteilen durch geeignete Substitution von Bauteilbereichen mit niedriger Komplexität zu steigern. Daher soll in diesem Abschnitt die Realisierung von hybriden Sandwichblechverbunden analysiert werden. Dazu erfolgt die PBF-LB/M-Fertigung von Sandwichblechen direkt auf dünnen Blechzuschnitten (Blechdicke < 1 mm) eines vergleichsweise duktilen, konventionell hergestellten DC01-Stahls. Die zur Realisierung erforderliche Vakuum-Blechhalterung wurde bereits in Kapitel 4.6.1 vorgestellt. Ferner sind Teilergebnisse dieser Untersuchungen in Platt et al. 2023 [266] veröffentlicht worden. Die so zu realisierende Fertigungsmethode aus einer Kombination von PBF-LB/M-Fertigung auf vergleichsweise dünnem Blechzuschnitt birgt insbesondere die Herausforderung des thermisch induzierten Verzugs des gewalzten Bleches. Daher steht im Mittelpunkt dieser Untersuchungen die wissenschaftliche Fragestellung:

Wie kann eine Fertigung von hybriden Bauteilen basierend auf Blechzuschnitten realisiert werden und welche Herausforderungen ergeben sich bei der Integration in den PBF-LB/M-Prozess?

6.3.1. Fertigung von hybriden Sandwichblechverbunden im PBF-LB/M-Prozess

Im Rahmen dieser Arbeit wurde der Werkstoff 1.4542 verwendet. Weiterhin wurden gewalzte DC01(Fe99.19Mn0.6 C0.12 P0.045 S0.045)-Blechzuschnitte mit einer Dicke von 0,5 mm als Basis für den additiven Aufbau genutzt. Die PBF-LB/M-Fertigung der hybriden Sandwichbleche erfolgte mit der eos M270 PBF-LB/M-Anlage der eos GmbH. Die verwendeten Parametersätze, alle als Schachbrettstrategie, sind in Tabelle 6-6 aufgeführt.

Tabelle 6-6: Verwendete Belichtungsparameter zur PBF-LB/M-Fertigung der hybriden Sandwichbleche.

	Ref	E_v-
Laserleistung [W]	195	125
Scangeschwindigkeit [mm/s]	1000	700
Schichtdicke [mm]	0,02	0,04
Volumenenergiedichte [J/mm³]	108,33	49,60
Quadratgröße [mm]	2	5

Der Referenzparameter (Ref) ist der vom Maschinenhersteller empfohlene Belichtungsparameter mit einer Quadratgröße von 2 mm. Der Zweck des E_v- Parameters bestand darin, die thermisch induzierte Belastung des Bauteils zu reduzieren. Daher wurde die Quadratgröße nach [267] von 2 mm auf 5 mm erhöht, um die resultierende Temperatur zu reduzieren. Darüber hinaus wurde in [268–270] bereits beschrieben, dass eine Reduzierung des Energieeintrags auch die Eigenspannungen reduzieren kann. Insbesondere eine Reduzierung der Laserleistung bewirkt eine

Abnahme der auftretenden Eigenspannungen [271]. Daher wurde der Parametersatz Ev- mit einer reduzierten Volumenenergiedichte von ca. 54 % gewählt. Dabei wird der größte Teil der reduzierten Energie durch eine Verdopplung der Schichtdicke und eine Reduzierung der Laserleistung um 70 W (-36 %) erreicht. Die Linienenergien der Parameter sind dabei vergleichbar und resultieren in einer relativen Dichte von über 99 %, die mit [223,272,273] vergleichbar ist. Alle Untersuchungen wurden unter Stickstoffatmosphäre durchgeführt und für alle Parametersätze wurde ein Hatchabstand von 0,09 mm verwendet. Außerdem wurden die Scan-Linien in 67°-Schritten für jede Schicht gedreht. Die untersuchten hybriden Sandwichbleche unterscheiden sich in der Kerngeometrie. Die Eigenschaften dieser Kerngeometrien sind in Kapitel 4.6.1 vorgestellt worden.

6.3.2. Probenfertigung

Zunächst wurden die vorgestellten Bauteilgeometrien (HDP, FW und HC) mit dem Parametersatz Ref aufgebaut. Alle untersuchten Kernstrukturen konnten bei einer Kantenlänge von 35 mm x 35 mm erfolgreich aufgebaut werden (Bild 6-22a-c).

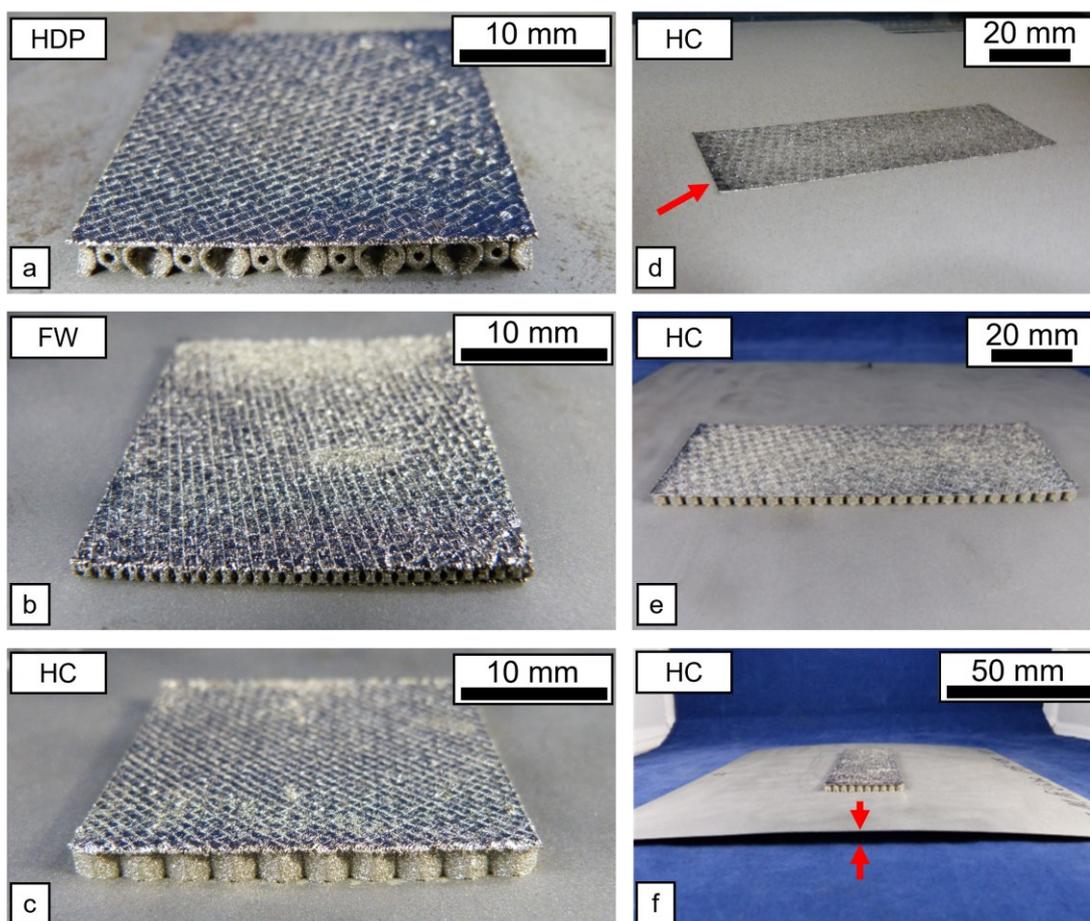


Bild 6-22: Aufgebaute Hybrid-Sandwichbleche mit einer Kantenlänge von 35 mm x 35 mm (a-c) und 105 mm x 35 mm (d-f). Geometriezeichnungen in der oberen linken Ecke. d) nach dem Aufbau in der Maschine, der rote Pfeil zeigt Überhöhungen an. e) vollständig aufgebautes Hybrid-Sandwichblech, der rote Pfeil zeigt eine überhöhte Kante an. f) thermisch bedingte Verformung des gewalzten Blechs nach dem Aufbau, dargestellt durch rote Pfeile.

Bei Erhöhung der Kantenlänge auf 105 mm x 35 mm brach das Vakuum bei allen Geometrien zusammen. Dies verursachte eine Kollision zwischen dem Beschichter und dem Bauteil aufgrund einer kritischen thermisch bedingten Verformung des Blechs. Im Gegensatz zum Ref-Parametersatz führte die Verwendung des E_V - Parametersatzes zu einem vollständigen Aufbau der HC-Geometrie (Bild 6-22d-f). Dennoch konnten auch nach dem erfolgreichen Aufbau an einer Kante Überhöhungen festgestellt werden (Bild 6-22e). Alle anderen betrachteten Geometrien konnten nicht vollständig aufgebaut werden, da hierbei die Verformung des unteren gewalzten Deckbleches während des Übergangs zwischen Kernstruktur und Deckblech zu einem Abriss des Vakuums führte. Ferner konnte nach Entnahme des Blechs aus der Baukammer eine starke Verformung des Blechs entlang der y-Achse festgestellt werden (Bild 6-22f). Diese Verformung wurde während des Aufbaus durch die in die entgegengesetzte Richtung wirkende Vakuumkraft kompensiert. Um die Reproduzierbarkeit zu überprüfen, wurden insgesamt drei Prozesse mit dem E_V - Parametersatz durchgeführt, die alle in einem erfolgreichen Aufbau resultierten.

Bild 6-23 zeigt die Schliffbilder und die entsprechenden relativen Dichten der aufgebauten hybriden Sandwichbleche. Wie in Bild 6-23c zu erkennen ist, beträgt die relative Dichte der vertikalen Wände 99,27 %. Ein Beispiel für das Erscheinungsbild der Wände ist in Bild 6-23a dargestellt. Die Oberflächen sind hier durch prozesstypische Versinterung gekennzeichnet [274].

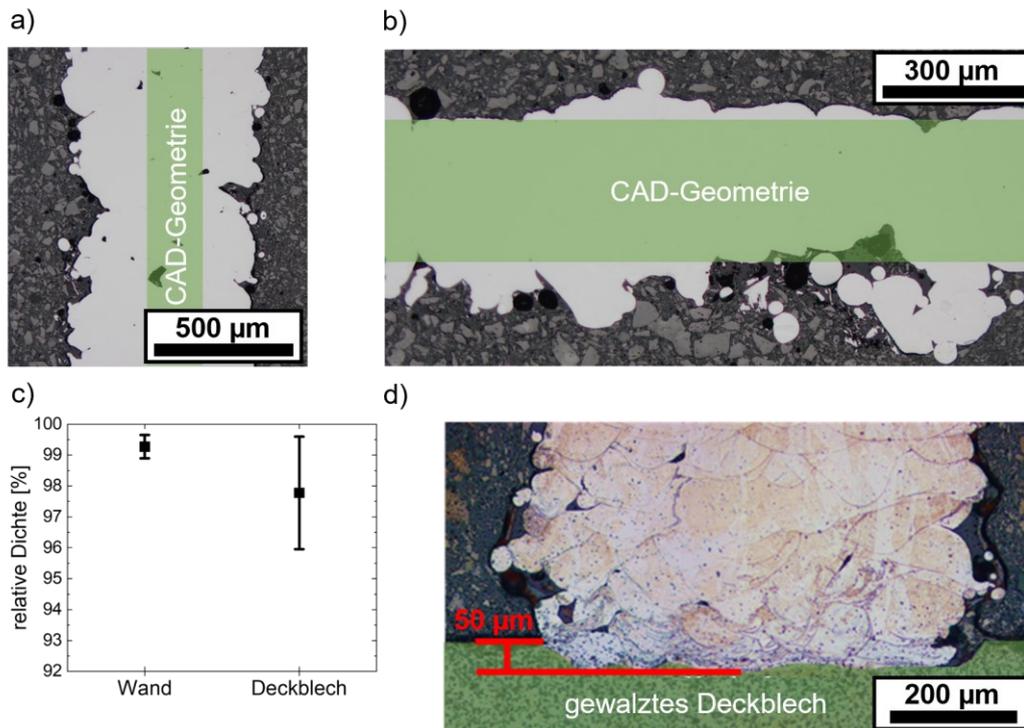


Bild 6-23: Schliffbilder und Dichteanalyse der Hybrid-Sandwichbleche. Beispielhafte Darstellung der Wandgeometrien mit grün dargestellter Nenngröße (a), des Deckbleches mit grün dargestellter Nenngröße (b) und der resultierenden relativen Dichten (c). Geätzte Wandgeometrie mit der resultierenden Eindringtiefe in rot markiert (d).

Darüber hinaus sind im Schliffbild einzelne Lack-of-Fusion-Defekte zu erkennen. Die Breite der Wände ist im Vergleich zur Nennbreite der Geometrie (0,4 mm) leicht erhöht. Dies kann neben den oberflächlichen Versinterungen der Pulverpartikel auch auf die reduzierte Scangeschwindigkeit des E_V - Parameters zurückgeführt werden, da eine reduzierte Scangeschwindigkeit tendenziell zu einem breiteren Schmelzbad führt [109].

Ebenfalls auf den Einfluss der reduzierten Energiemenge des E_V - Parameters sind die Lack-of-Fusion-Defekte zurückzuführen [275]. Die Dichteanalyse der oberen Deckschicht weist jedoch eine starke geometrische Abweichung und darüber hinaus einen deutlichen Ausdruck von Oberflächenversinterung in Kombination mit einer großen Anzahl von Defekten auf (Bild 6-23b). Der erhebliche Anteil an nicht gestützter Belichtungsfläche, insbesondere während des Aufbaus der ersten Deckblattschicht, führte zu einer starken Ausprägung der Versinterung und einer überwiegend unebenen Oberfläche. Insgesamt resultiert dies in einer relativen Dichte von 97,78 % mit einer vergleichsweise hohen Standardabweichung von 1,8 %. Dennoch liegt die Dicke des aufgebauten Bleches (ca. 330 μm) ungefähr im Bereich des STL-Modells von 0,3 mm.

Um die Eindringtiefe des Lasers und damit die Qualität der metallurgischen Verbindung zwischen dem gewalzten Blech und der additiven Struktur zu bewerten, ist die geätzte Wandgeometrie in Bild 6-23d dargestellt. Unter Verwendung des E_V - Parameters mit 49,6 J/mm^3 bei 125-W-Laserleistung liegt die Eindringtiefe im Bereich von 50 μm . Schaub et al. [156] fanden eine Eindringtiefe von 223 μm für eine vergleichbare Volumenenergiedichte, aber eine deutlich höhere Laserleistung, 46 J/mm^3 bzw. 250 W. In der gleichen Publikation untersuchten sie auch eine vergleichbare Laserleistung von 100 W, die eine Eindringtiefe von 27 μm zur Folge hatte. In diesem Zusammenhang liegt die in dieser Studie gemessene Eindringtiefe von etwa 50 μm in einem vergleichbaren Bereich, was den dominierenden Einfluss der Laserleistung verdeutlicht.

Wie die Ergebnisse des PBF-LB/M-Aufbaus zeigen, war der kritischste Bereich hinsichtlich der Prozessstabilität der Übergang zwischen Kernstruktur und oberem Deckblech. Nur die HC-Kernstruktur konnte mit dem E_V - Parameter erfolgreich aufgebaut werden. Folglich scheinen die geometrischen Eigenschaften der betrachteten Kernstrukturen entscheidend zu sein. Darüber hinaus haben [276–278] belegt, dass geometrische Merkmale wie Überhänge und die damit verbundene Menge an Energie, die in das lose Pulver geleitet wird, die Bauteiltemperatur beeinflussen. Eine unterschiedliche Temperatur kann sich wiederum auf die Verformungen auswirken, die während des Aufbaus entstehen [279]. Um den Einfluss der Geometrie auf die resultierenden Temperaturen zu berücksichtigen, wurde eine In-situ-Temperaturmessung der HC-Geometrie unter Verwendung des in [182] und [280] vorgestellten Aufbaus durchgeführt (vgl. Kapitel 4.6.3).

6.3.3. In-situ-Temperaturmessung

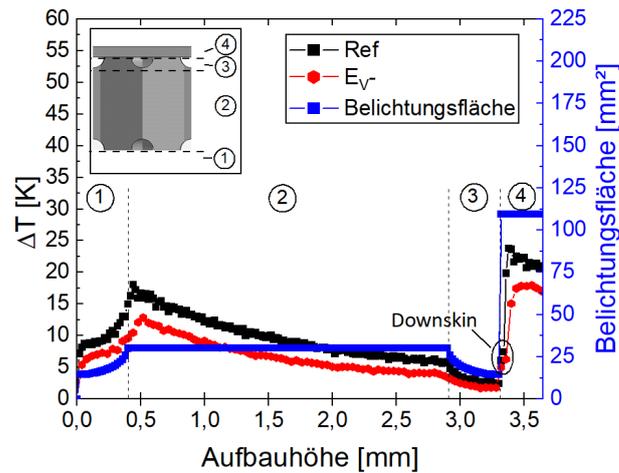


Bild 6-24: Veranschaulichung der Temperatur- und Flächenänderung über die Aufbauhöhe für die Parameter Ref und E_V. Zu beachten ist die verdoppelte Schichtdicke des Parameters E_V, was zu einer Reduzierung der Messpunkte führt. Die verschiedenen signifikanten Bereiche der aufgebauten HC-Struktur sind in der oberen linken Ecke eingezeichnet.

Das Ergebnis der In-situ-Temperaturmessung für die HC-Struktur ist in Bild 6-24 dargestellt. Die untersuchte HC-Geometrie ist in vier Bereiche unterteilt, die von den Oberflächeneigenschaften abhängen. Der erste Bereich ist durch eine exponentielle Zunahme der Fläche gekennzeichnet. Im zweiten Abschnitt liegt die Belichtungsfläche konstant bei 30,21 mm², bis der dritte Abschnitt eine Verringerung auf das Niveau der Ausgangsschicht (14,53 mm²) aufweist. Der vierte Abschnitt beschreibt den sprunghaften Anstieg von 14,53 mm² auf 109,47 mm², indem das obere Deckblech aufgebaut wird. Wie die bisherigen Ergebnisse gezeigt haben, ist dieser Bereich besonders sensibel hinsichtlich der Prozessstabilität. Die dargestellten Messpunkte stellen den Maximalwert der pro Schicht gemessenen Temperatur dar. Zu beachten ist, dass sich die Anzahl der Messpunkte für den E_V-Parametersatz aufgrund der verdoppelten Schichtdicke im Vergleich zum Ref-Parameter um die Hälfte reduziert. Wie veranschaulicht, nehmen die dargestellten Temperaturmaxima im ersten Sektor parallel zur Belichtungsfläche zu. Für die erste Schicht beträgt die maximale Temperaturdifferenz des Ref-Parameters 7,2 K, für den E_V-Parametersatz 5,4 K. Bezüglich der Belichtungsfläche stehen diese Werte in guter Übereinstimmung mit den Werten in [182]. Beide Temperaturen steigen exponentiell bis zu einer Temperaturdifferenz von 18,06 K (Ref) und 12,84 K (E_V) an, trotz der zunehmenden Entfernung zur Messposition in der Grundplatte. Die maximale Temperaturdifferenz wird für den Ref-Parametersatz bei einer z-Höhe von 0,44 mm bzw. 0,02 mm (eine Schicht) nach Erreichen der z-Höhe des zweiten Sektors (0,42 mm) erreicht. Für den Parametersatz E_V liegt die höchste Temperaturdifferenz erst bei einer z-Höhe von 0,52 mm vor, also 0,1 mm nach Erreichen der Bauhöhe im zweiten Sektor. Während der konstanten Belichtungsfläche von 30,21 mm² im zweiten Sektor nehmen die Temperaturdifferenzen beider Parametersätze mit zunehmendem Abstand zur Messposition in der Grundplatte auf 5,97 K (Ref) und 3,22 K (E_V) ab. Durch die weitere sukzessive Verringerung der Belichtungsfläche im dritten

Sektor auf $14,46 \text{ mm}^2$ verringern sich diese Temperaturdifferenzen kontinuierlich. Am Übergang zwischen dem dritten und vierten Sektor kommt es zu einem sprunghaften Anstieg der Belichtungsfläche im Sektor des oberen Deckblechs auf $109,47 \text{ mm}^2$. In den ersten beiden Schichten des oberen Deckblechs wurden Downskin-Parameter verwendet, die einen möglichst geringen Energieeintrag beinhalten und in Bereichen mit großen Überhängen eingesetzt werden [281]. Trotz der inzwischen fortgeschrittenen Entfernung zur Messposition sind die aus den Downskin-Parametern resultierenden Temperaturunterschiede auch im Diagramm zu erkennen. Die verwendeten Parametersätze Ref und E_V - führen ab der dritten Schicht innerhalb des vierten Sektors zu einer maximalen Temperaturdifferenz von $23,79 \text{ K}$ (Ref) bzw. $17,97 \text{ K}$ (E_V -). Bis zur Fertigstellung des Bauteils nehmen die Temperaturunterschiede wieder ab.

Aus den Ergebnissen lässt sich ableiten, dass das reduzierte Temperaturniveau während des E_V -Aufbaus eine Verringerung der Verformung zur Folge hat, so wie in [279] und [282] die Bedeutung des Temperaturniveaus für die resultierenden Verformungen hervorgehoben wird. Um diese Erkenntnisse auch auf die nicht realisierbaren Kernstruktur-Parameter-Kombinationen übertragen zu können, wird im nächsten Schritt eine entsprechende numerische Analyse durchgeführt.

6.3.4. Numerische Analyse

Wie die Ergebnisse der In-situ-Temperaturmessung der HC-Struktur nahelegen, haben die verwendeten Parameter einen unterschiedlichen Einfluss auf das resultierende Temperaturniveau und sind daher entscheidend für einen erfolgreichen Aufbau der hier vorgestellten hybriden Sandwichbleche. Ferner wird durch die bisher durchgeführten Untersuchungen ebenfalls der Einfluss der unterschiedlichen Geometriefeatures der vorgestellten Kernstrukturen verdeutlicht, da der vollständige Aufbau der Bleche ausschließlich mit der HC-Struktur möglich war. Um dennoch den Einfluss der unterschiedlichen Geometrien auf die Verformung des unteren Deckbleches und damit der resultierenden Prozessstabilität zu evaluieren, wurde eine numerische Analyse der HDP- und HC-Struktur durchgeführt. Hierzu wurden beide im Realaufbau verwendeten Parameter Ref bzw. E_V - abgebildet sowie die resultierenden Verschiebungen in z-Richtung des gewalzten Bleches und die maximalen Temperaturen im oberen additiven und unteren gewalzten Deckblech berechnet. Die weiteren Randbedingungen der numerischen Untersuchungen sind in Kapitel 4.6.4 beschrieben.

In Bild 6-25 sind die jeweils maximalen Verschiebungen des simulierten hybriden Sandwichblechverbunds der HC-Geometrie dargestellt. Dabei ist links die Verschiebung resultierend aus dem Ref-Parameter und rechts die Verschiebung resultierend aus dem E_V -Parameter dargestellt. Die Verschiebung ist über eine Farbskala grafisch wiedergegeben. Beim Vergleich der resultierenden Verschiebungen fällt auf, dass die verringerte Energiemenge ebenfalls zu einer verringerten Verschiebung im Vergleich zur Belichtung mit dem Ref-Parameter führt. Die Verschiebung des Bleches stellt sich als Krümmung des Bleches entlang der x-Achse dar, wobei die höchste Verschiebung im Zentrum des Bleches ausgebildet ist.

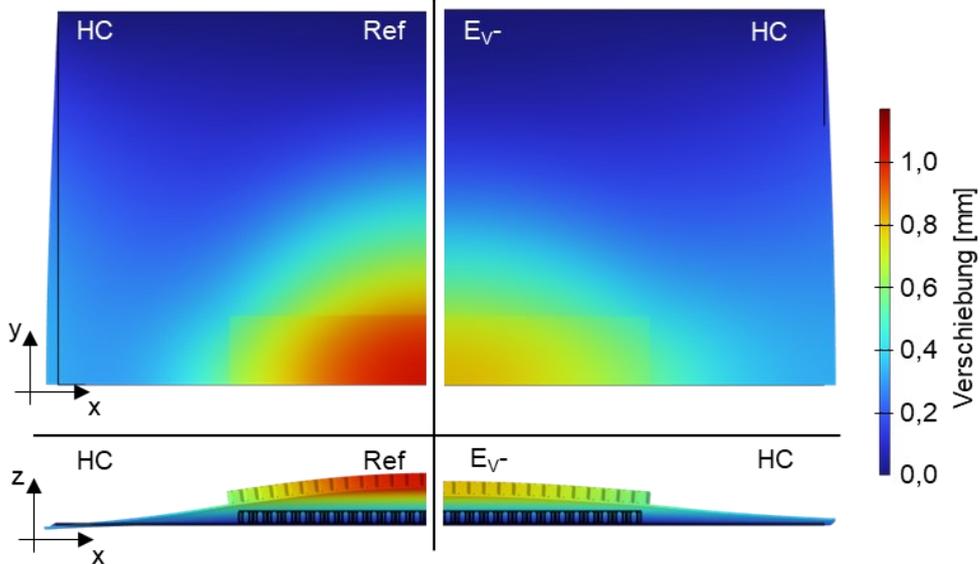


Bild 6-25: Darstellung der resultierenden Verschiebung für die HC-Kernstruktur bei Belichtung mit den Parametern Ref (links) und E_V- (rechts) in der x-y- und x-z-Ebene direkt nach der Belichtung (Skalierungsfaktor 10).

Ein vergleichbares Bild ergibt sich bei der Betrachtung der HDP-Struktur (Bild 6-26). Die Verwendung des Ref-Parameters führte hierbei ebenfalls zu einem deutlicheren Aufwölben des Bleches als bei Belichtung mit reduzierter Energie. Generell entspricht das Erscheinungsbild der Verformung dem der Verformung des HC-Blechtes. Ferner ist ebenfalls beim Vergleich der beiden Geometrien zu erkennen, dass die entstehenden Verschiebungen in z-Richtung für das HDP-Blech stärker ausgeprägt sind, als dies für das HC-Blech ersichtlich ist. Dies gilt für beide betrachteten Parameter, Ref und E_V- .

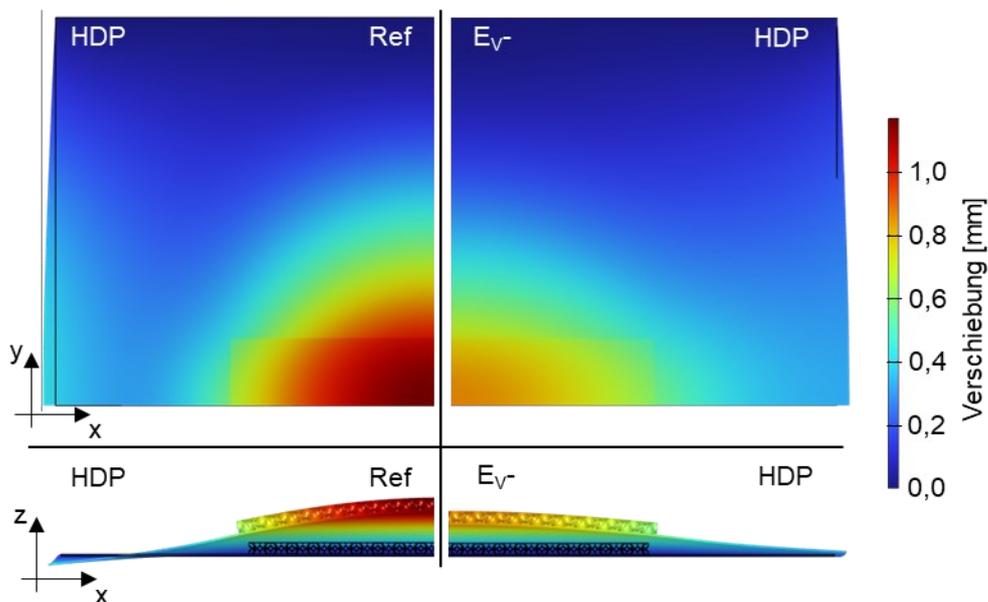


Bild 6-26: Darstellung der resultierenden Verschiebung für die HDP-Kernstruktur bei Belichtung mit den Parametern Ref (links) und E_V- (rechts) in der x-y- und x-z-Ebene direkt nach der Belichtung (Skalierungsfaktor 10).

In Bild 6-27 sind die Ergebnisse der numerischen Analyse zusammengefasst dargestellt. Bild 6-27a beschreibt die maximale Verschiebung in z-Richtung des jeweiligen gewalzten unteren Deckbleches für beide betrachtete Parameter Ref (schwarz) und E_V (rot). Bei Verwendung des Ref-Parameters ergibt sich für die HC-Struktur eine maximale Verschiebung des unteren Deckbleches von 1,00 mm. Für dieselben Randbedingungen ergibt sich bei der HDP-Struktur eine Verschiebung von 1,14 mm. Folglich liegt der Unterschied in der Verschiebung des unteren gewalzten Deckbleches bei 0,14 mm bzw. bei einer um 14 % erhöhten Verschiebung im Vergleich zur HC-Struktur. Für die energetisch reduzierte Belichtung (E_V) stellt sich eine Verschiebung von 0,78 mm für die HC-Struktur bzw. 0,85 mm für die HDP-Struktur ein. Der geringere Energieeintrag führte demnach für beide Kernstrukturen zu einer Minderung der Verschiebung. Bei der HC-Struktur konnte durch die Parameteranpassung eine Reduzierung um 22,0 %, bei der HDP-Struktur sogar um 26,0 % erreicht werden (Bild 6-27a grau hinterlegt). Zu erwähnen ist allerdings, dass es sich hierbei um einen qualitativen Vergleich handelt, der keinen direkten quantitativen Vergleich zu den real aufgebauten Sandwichblechen liefert. Insbesondere die Art des Energieeintrags stellt bereits eine Abweichung zur Realität dar, da nicht von einem punktuellen, sondern von einem flächigen Eintrag ausgegangen wird. Dennoch beschreiben die numerischen Ergebnisse ebenfalls die geringste Verformung des gewalzten Deckbleches bei der Kombination aus HC-Geometrie und E_V -Parameter, was sich mit den Ergebnissen der realen Probenfertigung deckt. Aus diesen Ergebnissen wird ersichtlich, dass die Geometrie der Kernstrukturen einen wesentlichen Einfluss auf die resultierende Verschiebung hat. Es ist liegt nahe, dass die Geometrie der Kernstruktur einen Einfluss auf die Wärmeleitung zwischen oberem und unterem Deckblech hat. Um diesen Einfluss näher zu analysieren, sind in Bild 6-27b die maximalen Temperaturen im oberen additiven Deckblech (T_{oben}) und im unteren gewalzten Deckblech (T_{unten}) für beide Kernstrukturen abgebildet.

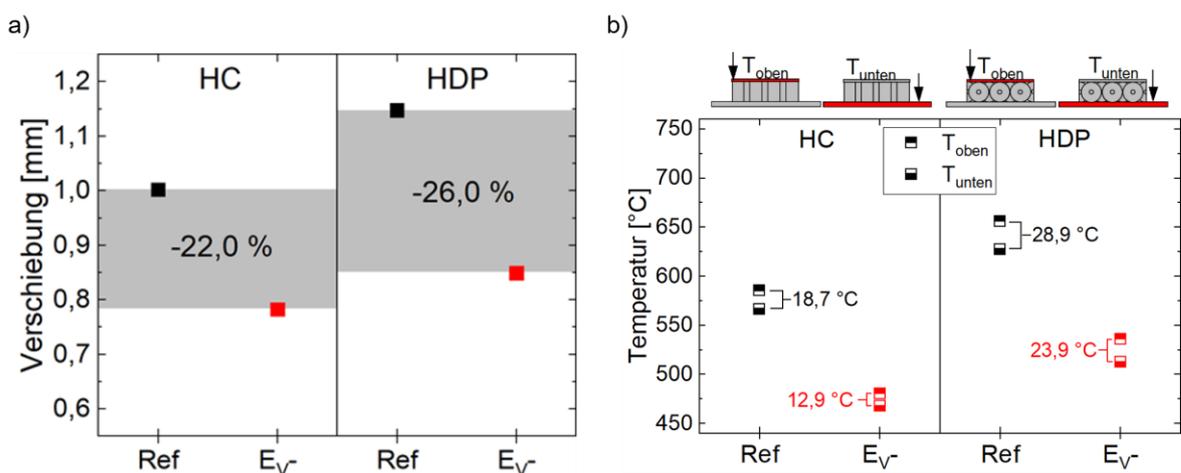


Bild 6-27: Darstellung der resultierenden Verschiebung des unteren Blechs in z-Richtung in a), maximale Temperatur im oberen Blech (T_{oben}) und im unteren gewalzten Blech (T_{unten}) in b).

Für die HC-Struktur ergibt sich basierend auf der numerischen Analyse ein Temperaturunterschied zwischen T_{oben} (585,2 °C) und T_{unten} (566,5 °C) von etwa 18,7 °C bei Verwendung des Ref-Parameters. Mit reduzierter Energie (E_V -) verringert sich diese Differenz zwischen T_{oben} und T_{unten} auf 12,9 °C. Der Vergleich von Ref und E_V - ergibt eine Reduzierung des Temperaturniveaus im unteren Blech (T_{unten}) von etwa 17,5 %. Dies deckt sich mit den Ergebnissen der In-situ-Temperaturmessung aus Kapitel 6.3.3, wonach der reduzierte Energieeintrag ebenfalls eine Abnahme der Temperatur während des Aufbaus im Vergleich zum Ref-Parameter erzeugt.

Die HDP-Struktur beschreibt bei Gegenüberstellung mit der HC-Struktur eine übereinstimmende Erscheinung der Temperaturniveaus für T_{oben} und T_{unten} . Analog zur Verschiebung in Bild 6-27a ergibt sich allerdings ein etwas erhöhtes Wertenniveau mit 656,2 °C und 627,2 °C für T_{oben} bzw. T_{unten} . Das Temperaturniveau bei Verwendung der reduzierten Energie liegt für die HDP-Struktur mit 536,0 °C und 512,2 °C erneut leicht oberhalb der Temperaturen der HC-Struktur. Der verminderte Energieeintrag führte demnach zu einer um 18,3 % geringeren Temperatur im unteren Deckblech. Abweichend zur HC-Struktur sind die Differenzen zwischen T_{oben} und T_{unten} für Parametersätze deutlich stärker ausgeprägt als bei der HC-Struktur. Dies stellt den Beleg der variierenden Wärmeleitungseigenschaften der unterschiedlichen Kernstrukturen dar.

Für beide Prozessparameter ist bei der HC-Struktur T_{oben} niedriger als T_{oben} der HDP-Struktur. Folglich konnte die durch den Laser eingebrachte Wärmeenergie bei der HC-Struktur schneller in das untere Blech geleitet werden, als dies bei der HDP-Struktur möglich war. Dies resultierte somit im erhöhten Temperaturniveau im oberen Deckblech der HDP-Struktur. Aufgrund des höheren Volumens des unteren gewalzten Bleches von 20 cm³ zu 0,074 cm³ (Ref/20 µm) und 0,147 cm³ (E_V -/40 µm), wirkt das untere Deckblech als Wärmesenke, die in der Lage ist, die eingebrachte thermische Energie vom Bereich der Kernstrukturen abzuleiten. Demzufolge entsteht durch die höhere Wärmeleitung der HC-Struktur eine Abnahme von T_{unten} im Vergleich zu T_{unten} der HDP-Struktur. Das höhere Temperaturniveau innerhalb der HDP-Struktur resultiert daher in einer gesteigerten Ausbildung von thermisch-induzierten Dehnungen und somit in einer höheren Verschiebung des Deckbleches verglichen mit der HC-Struktur (vgl. Bild 6-28).

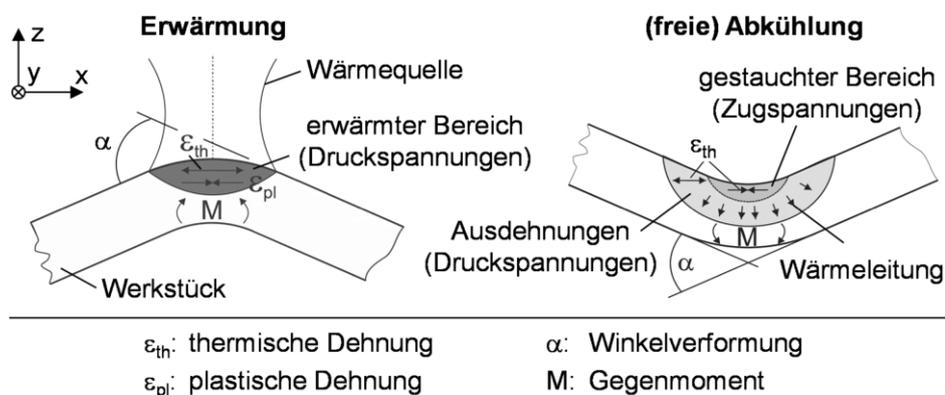


Bild 6-28: Schaubild zu thermisch induzierten Spannungen bei der Erwärmung und Abkühlung sowie der daraus resultierenden Verformung aus [283].

Durch das Ungleichgewicht an thermischer Dehnung über den Bauteilquerschnitt entsteht ein Verzug in entgegengesetzter Richtung der Wärmequelle (Bild 6-28 links). Die Ausprägung des Verzugs wird dabei durch den Temperaturgradienten im Bauteil sowie die Bauteilsteifigkeit beeinflusst. Dem Verzug wirkt das Flächenträgheitsmoment entgegen, bis die entstehenden Eigenspannungen die Fließgrenze erreichen. Diese ist aufgrund der Erwärmung herabgesetzt, sodass das Gegenmoment durch plastische Verformungen teilweise abgebaut und der Verzug reduziert wird. Die thermische Homogenisierung unterstützt diesen Rückgang, da sich auch die Gegenseite ausdehnt. Nach der Belichtung verursacht die Wärmeleitung einen weiteren Rückgang des Verzugs, da die Maximaltemperaturen und somit die thermische Dehnung reduziert werden. Die plastisch gestauchte Oberseite kontrahiert und das Werkstück verformt sich in Richtung des vorherigen Energieeintrags (Bild 6-28 rechts). [283,284]

Aus diesem Grund ist ebenfalls die Verschiebung, die sich nach der Belichtung einstellt, von besonderem Interesse. In Bild 6-29 ist die resultierende Verschiebung direkt und 15 s nach der Belichtung für beide Kernstrukturen bei Belichtung mit reduzierter Energie (E_V) dargestellt. 15 s stellt dabei die Dauer, die zur Belichtung der nächsten Schicht benötigt wird, dar. Neben einer Reduzierung der maximalen Verschiebung in z-Richtung zeigt sich allerdings ebenfalls ein Aufwölben des Deckbleches an den Außenkanten in y-Richtung. Dabei handelt es sich um die oben beschriebene Kontraktion des Bauteils im Anschluss an die inhomogene thermische Ausdehnung während der Belichtung. Das höhere Temperaturniveau der HDP-Struktur während der Belichtung verursacht in diesem Kontext ebenfalls eine sich stärker ausbildende Verschiebung der Außenkanten in positiver z-Achse im Vergleich zur HC-Struktur.

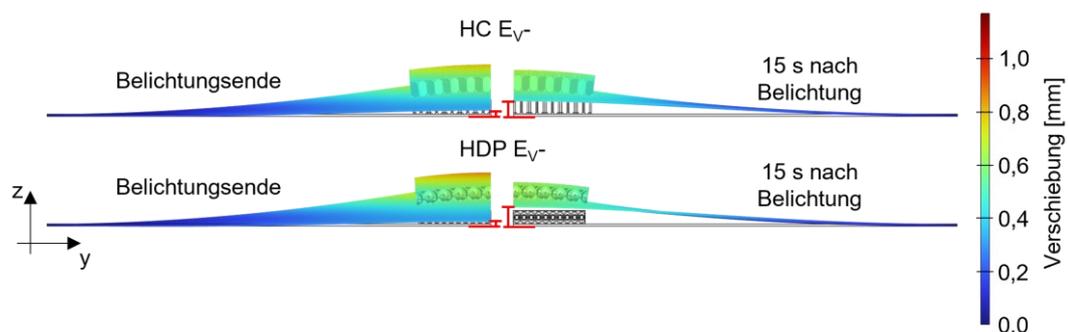


Bild 6-29: Darstellung der resultierenden Verschiebung (mit roten Linien gekennzeichnet) für die HC- und die HDP-Kernstruktur bei Belichtung mit reduzierter Energie (E_V) in der y-z-Ebene zum Zeitpunkt des Belichtungsendes und 15 s nach der Belichtung (Skalierungsfaktor 10).

Somit ergeben sich basierend auf den Ergebnissen der numerischen Untersuchungen zwei kritische Verschiebungen, die die Prozessstabilität beeinflussen können: zum einen die initiale, aufgrund des thermischen Energieeintrags und durch die thermische Ausdehnung der Kernstruktur sowie des oberen Deckbleches hervorgerufene Verschiebung in der Mitte des hybriden

Sandwichblechverbundes, zum anderen die Verschiebung der Außenkanten als Folge der durch die Abkühlung hervorgerufenen Kontraktion von Kernstruktur und oberem Deckblech. Dabei beschreibt die durch die Belichtung hervorgerufene Verschiebung für alle betrachteten Fälle die höchste Abweichung zur Referenz-Geometrie, wodurch davon auszugehen ist, dass diese einen übergeordneten Einfluss auf die Prozessstabilität hat. Allerdings würde eine längere Abkühlzeit des Bleches zu einer gesteigerten Verformung der Außenkanten führen, die die Verschiebung der initialen thermisch induzierten Verformung übersteigen würde, wie anhand der Darstellung in Bild 6-28 verdeutlicht wird.

6.3.5. Darstellung der Umsetzbarkeit

Im Anschluss an die erfolgreiche PBF-LB/M-Fertigung des hybriden Sandwichbleches erfolgte die nachgelagerte Umformung. Dafür wurden im Vorfeld der Umformung die überstehenden Bereiche des gewalzten Bleches entfernt. Der Umformprozess wurde am Institut für Leichtbau und Umformtechnik der TU Dortmund im Rahmen eines gemeinsamen DFG-Projektes (WI 2118/9-3) durchgeführt und soll innerhalb dieser Arbeit allein als Beleg der Umsetzbarkeit dienen. Eine genauere Analyse zur Umformbarkeit von vollständig additiv aufgebauten Sandwichblechen ist im Rahmen des o. g. DFG-Projektes von Rosenthal et al. in [211] durchgeführt worden. In Bild 6-30 ist das umgeformte hybride Sandwichblech abgebildet. Wie zu erkennen ist, konnte das Blech ohne sichtbare Fehlstellen wie einem Ablösen der Kernstruktur vom Deckblech oder Rissen im Deckblech umgeformt werden, wodurch das grundsätzliche Potential dieser Fertigungsroute nachgewiesen werden konnte.

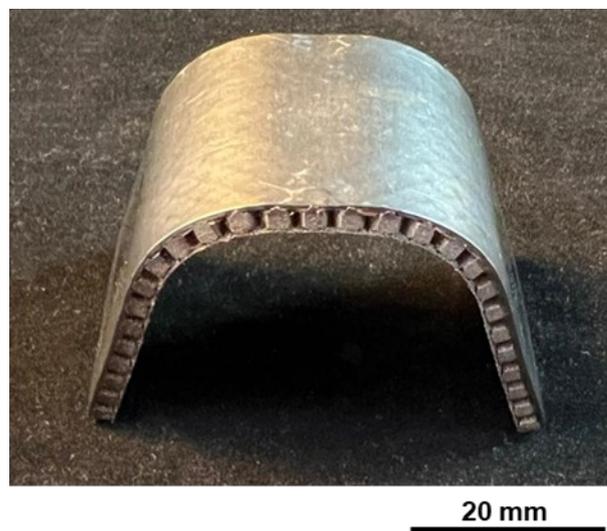


Bild 6-30: Im PBF-LB/M-Prozess hergestelltes hybrides Sandwichblech nach der Umformung.

6.3.6. Fazit additive Fertigung von Sandwichblechverbunden im PBF-LB/M-Prozess

In dieser Studie wurden die Herausforderungen bei der PBF-LB/M-Fertigung von hybriden Bauteilen auf Basis von Blechhalbzeugen untersucht, insbesondere in Bezug auf die

Prozessstabilität und die thermisch induzierte Verformung der Bauteile. Somit stand folgende wissenschaftliche Fragestellung im Vordergrund dieser Untersuchungen:

Welche Herausforderungen ergeben sich bei der PBF-LB/M-Fertigung von hybriden Bauteilen auf Basis von Blechhalbzeugen?

Die größte Herausforderung hinsichtlich einer ausreichenden Prozessstabilität ergab sich bei Erhöhung der Kantenlänge und der damit einhergehenden erhöhten thermischen Energie. Bei einer Erhöhung der Kantenlänge auf 105 mm x 35 mm brach das Vakuum bei allen Geometrien zusammen. Eine Reduzierung der eingebrachten Energiemenge (E_V) führte zu einem erfolgreichen Aufbau der HC-Geometrie. Alle anderen betrachteten Geometrien konnten nicht vollständig aufgebaut werden, da die Verformung des unteren gewalzten Deckblechs während des Übergangs zwischen Kernstruktur und Deckblech einen Abriss des Vakuums zur Folge hatte.

Die In-situ-Temperaturmessung für die HC-Struktur zeigte, dass die verwendeten Parameter einen unterschiedlichen Einfluss auf das resultierende Temperaturniveau haben und daher entscheidend für einen erfolgreichen Aufbau sind. Geometrische Merkmale wie Überhänge und die damit verbundene Menge an Energie, die in das lose Pulver geleitet wird, beeinflussen die Bauteiltemperatur und damit die Verformungen während des Aufbaus.

Aus der numerischen Analyse der HDP- und HC-Struktur ging hervor, dass eine verringerte Energiemenge geringere Verformungen zur Folge hatte. Die HC-Struktur wies generell geringere Verformungen und Temperaturdifferenzen auf als die HDP-Struktur. Die Ergebnisse der numerischen Untersuchung bestätigen, dass die Geometrie der Kernstrukturen einen wesentlichen Einfluss auf die resultierende Verschiebung hat und dass die Wärmeleitung zwischen den Deckblechen entscheidend ist.

Basierend auf diesen Ergebnissen lässt sich festhalten, dass die Herausforderungen bei der PBF-LB/M-Fertigung von hybriden Bauteilen auf Basis von Blechhalbzeugen hauptsächlich in der Bewältigung thermisch bedingter Verformungen zur Sicherstellung der Prozessstabilität liegen. Kritische Bereiche sind insbesondere die Übergänge zwischen Kernstruktur und Deckblech, die ein Abreißen des Vakuums verursachen können. Durch Anpassung der Prozessparameter und Berücksichtigung der Geometrie der Kernstrukturen kann die Stabilität verbessert und können Verformungen reduziert werden. Weiterhin konnte der in den geätzten Schliffbildern festgestellte metallurgische Schmelzverbund zwischen unterem gewalzten Deckblech und additiv aufgebauter Kernstruktur als geeignet für eine nachgelagerte Umformung beschrieben werden.

7. Zusammenfassung

Vor dem Hintergrund einer möglichen nachgelagerten Umformung nach dem Ansatz der Am-Umform-Route lag der Fokus der hier vorgestellten wissenschaftlichen Arbeit auf zwei Hauptaspekten, die sowohl theoretisch als auch experimentell untersucht wurden: der Anwendung von US während des PBF-LB/M-Prozesses zur Reduzierung der mechanischen Anisotropie sowie der Anwendung verschiedener Strategien zur gezielten Verbesserung der Duktilität von PBF-LB/M-Bauteilen.

Ultraschallunterstützte PBF-LB/M-Fertigung zur Reduzierung der mechanischen Anisotropie

Der erste Schwerpunkt der Arbeit lag auf der Implementierung von US während des PBF-LB/M-Prozesses, um die mechanische Anisotropie der hergestellten Proben zu minimieren. Die Untersuchungen haben ergeben, dass die US-Anregung erhebliche Auswirkungen auf die Mikrostruktur der Bauteile hatte. Im Vergleich zu Proben ohne US-Anregung während des PBF-LB/M-Prozesses wiesen die Proben mit US-Anregung eine deutlich erhöhte Varianz in der Kornorientierung auf. Dies wurde durch eine gesteigerte Heterogenität der Korngrößen und -orientierungen bestätigt, die mittels EBSD-Analysen nachgewiesen wurde. Besonders signifikant war die Beobachtung von Sekundär-Dendrit-Armen (SDAs) in den mit US-prozessierten Proben, was auf eine komplexe Wechselwirkung zwischen US-Anregung und Temperaturgradienten während des Schmelzprozesses hinwies.

Die mechanische Charakterisierung ergab, dass die US-Anregung zu einer teils bemerkenswerten Reduzierung der mechanischen Anisotropie führte. Insbesondere die Zugfestigkeit zeigte eine relative Reduktion der Anisotropie um etwa 55 % im Vergleich zu nicht US-unterstützten Proben. Dieses Ergebnis unterstreicht das Potential der US-Anregung, die Qualität und Homogenität der hergestellten Bauteile erheblich zu verbessern. Neben den positiven Effekten auf die Anisotropie wurde in den Untersuchungen jedoch auch eine erhöhte Oberflächenrauheit festgestellt, die auf die US-Anregung zurückzuführen ist. Diese Herausforderung könnte durch nachfolgende Oberflächenbehandlungen gemindert oder durch die Verwendung abgedrehter Zugproben vollständig umgangen werden, um die mechanischen Eigenschaften weiter zu optimieren.

Strategien zur Beeinflussung der Bauteilduktilität

Ein weiterer Schwerpunkt der Arbeit lag auf der Untersuchung verschiedener Strategien zur gezielten Verbesserung der Bauteilduktilität. Ein zentraler Ansatz bestand darin, den Austenitgehalt durch Anpassung der Prozessparameter zu erhöhen. Dies wurde durch die Optimierung von Zykluszeiten und Belichtungsstrategien erreicht, die einen höheren Anteil an austenitischer Phase begünstigten und gleichzeitig die Bildung der martensitischen Phase reduzierten. Diese Anpassungen führten zu einer signifikanten Verbesserung der Bruchdehnung in Zugversuchen, insbesondere bei horizontaler Bauweise.

Ein weiterer vielversprechender Ansatz war die Auflegierung von HMnS mit Aluminium. Die Zugabe von Aluminium bewirkte eine drastische Verbesserung der Bauteilduktilität (+100 %) in allen betrachteten Aufbaurichtungen. Dabei konnte die verformungsinduzierte Zwillingbildung (TWIP-Effekt) als dominanter Verformungsmechanismus identifiziert werden. Basierend auf diesen Ergebnissen erfolgte eine US-Anregung des mit Al auflegierten HMnS. Die US-Anregung während des PBF-LB/M-Prozesses zeigte dabei signifikante Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften des auflegierten HMnS + 3,5 wt.-% Al. Dabei konnte eine erhöhte Festigkeit in Verbindung mit einer reduzierten Dehnung der Proben festgestellt werden. Diese Veränderungen wurden durch eine verfeinerte Kornstruktur und die Bildung der krz-Phase erklärt. Zusätzlich konnte beobachtet werden, dass die durch die US-Anregung hervorgerufene erhöhte Dynamik im Schmelzbad zu einer möglichen verstärkten Verdampfung von Mangan und einer damit verbundenen erleichterten Bildung der krz-Phase führt.

Darüber hinaus wurden Herausforderungen und Lösungsansätze bei der Fertigung hybrider Bauteile im PBF-LB/M-Prozess untersucht und erarbeitet, insbesondere hinsichtlich der Prozessstabilität und der thermisch induzierten Verformung. In diesen Studien wird die Bedeutung der geeigneten Parameter- und Geometriewahl während der PBF-LB/M-Fertigung von hybriden Sandwichblechen betont, um thermisch induzierte Spannungen zu minimieren und die Bauteilqualität zu verbessern.

Die vorliegende Arbeit liefert wertvolle Erkenntnisse darüber, wie die mechanischen Eigenschaften additiv gefertigter Bauteile durch Ultraschallanregung und gezielte Prozessstrategien optimiert werden können. Weiterhin verdeutlichen diese Untersuchungen, dass der PBF-LB/M-Prozess vielfältige Möglichkeiten bietet, die Charakteristika der hergestellten Bauteile an die Anforderungen innovativer Fertigungsrouten anzupassen. Die gewonnenen Erkenntnisse dieser Studie sind von großer Bedeutung für die zukünftige Entwicklung und Anwendung additiver Fertigungstechnologien und können dazu beitragen, das hohe Potential der metallverarbeitenden AM-Verfahren für ein breiteres Anwendungsspektrum nutzbar zu machen.

8. Ausblick

Basierend auf den in dieser Arbeit erzielten Ergebnissen lässt sich eine Vielzahl von Handlungsfeldern für zukünftige Forschungs- und Entwicklungsarbeiten ableiten.

Hinsichtlich einer US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung kann festgehalten werden, dass innerhalb dieser Arbeit mit konstanten US-Parametern gearbeitet wurde, um einen grundlegenden Einfluss des US auf die PBF-LB/M-Prozesse zu untersuchen. Es besteht aber auch die Möglichkeit, Parameter wie die Amplitude des US-Wandlers oder auch die Frequenz des US-Generators anzupassen und deren Auswirkungen auf die im Schmelzbad herrschenden Mechanismen sowie die hieraus resultierenden mechanischen Eigenschaften zu analysieren. Neben diesen parametrischen Handlungsfeldern ergeben sich allerdings noch weitere konstruktive Instrumente, wie etwa eine (zusätzliche) radiale Anordnung mehrerer US-Wandler (Bild 8-1a). Dies hätte den Vorteil eines nahezu konstanten Abstandes zum Schmelzbad, da dieser nicht mit der Aufbauhöhe zunimmt wie im jetzigen Versuchsaufbau. Weiterhin kann die beobachtete Erhöhung der Strömungsgeschwindigkeiten im Schmelzbad für weitere Materialsysteme bedeutende Vorteile erzielen. Insbesondere im Kontext von s. g. MMCs (Metal-Matrix-Composites) bietet eine erhöhte Schmelzbaddynamik die Möglichkeit einer homogenen Verteilung der eingebrachten Partikel innerhalb der Metall-Matrix. Dies kann besonders vorteilhaft sein bei MMCs mit stark unterschiedlichen Schmelztemperaturen, wie bei Hartphasen, die in eine Al-Matrix eingebracht werden, wie es für die konventionelle Fertigung in [285] beschrieben wurde. Die US-unterstützte PBF-LB/M-Fertigung bietet daher neben einer Begünstigung isotroper mechanischer Eigenschaften noch weitere Möglichkeiten, prozessimmanente Herausforderung zu überwinden und das Anwendungsportfolio des PBF-LB/M-Prozesses zu erweitern.

Wie die Ergebnisse zur Beeinflussung des Austenitgehalts aufzeigen konnten, unterliegt der PBF-LB/M-Prozess einer Vielzahl unterschiedlicher Randbedingungen, die Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften nehmen können. Ein funktionierendes Thermomanagement ist daher für eine anwendungsfallorientierte Fertigung von entscheidender Bedeutung. Vordergründig konnten die resultierenden Abkühlgradienten als wesentlicher Faktor auf die spätere Phasenzusammensetzung identifiziert werden. Daher ist es wesentlich, dies im Kontext der komplexen Randbedingungen näher zu untersuchen. Ein potentes Mittel ist hierbei die Hochgeschwindigkeitspyrometrie, die eine hochauflösende lokale Analyse der thermischen Bedingungen während der PBF-LB/M-Fertigung gestattet. Grundlegend wurde dies für das Materialsystem von metallischen Gläsern in [286] betrachtet.

Das Materialsystem HMnS + Al konnte als hervorragendes Beispiel zur Anpassung der mechanischen Eigenschaften herausgestellt werden. In Kombination mit einer US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung ergaben sich dabei neue Handlungsfelder für weitere Forschungsarbeiten. Insbesondere die mögliche gesteigerte Verdampfung von Mn und die damit einhergehende Bildung

der krz-Phasen können eine Grundlage für weitere Forschungsarbeiten bilden. Eine Möglichkeit könnte in der Reduzierung des Temperaturniveaus des Schmelzbades durch Anpassung der Fertigungsparameter unter US liegen. Dies könnte den Verlust an austenitstabilisierendem Mn reduzieren. Gleichmaßen könnte eine Zugabe von Mn im selben Verfahren, wie es hier für Al angewandt wurde, sinnvoll sein. Der Einfluss der Kornfeinung auf die SFE-Energie konnte aufgrund von überlagernden Effekten nicht eindeutig herausgestellt werden. In Verbindung mit den dargestellten Maßnahmen zum Erhalt des Mn-Gehaltes und der damit verbundenen Stabilisierung des Austenits ist es allerdings denkbar, dass der Einfluss der Korngröße auf die SFE zuzuordnen ist. Berechnungen u. a. in [287] legen dies nahe.

Die Substitution von Bauteilbereichen mit hohen Duktilitätsansprüchen konnte im Rahmen dieser Arbeit auf Sandwichbleche angewandt werden. Gleichwohl stellten die Ergebnisse die thermischen Herausforderungen heraus, die mit dem Aufbau auf vergleichsweise geringen Blechdicken einhergehen. Dabei ergab sich eine Limitation im Bauteilvolumen des additiv aufgebauten Bereichs. Um dieses Volumen zu vergrößern und damit die Prozesseffizienz zu steigern, müssen folglich neue Fertigungsstrategien entwickelt werden. Eine sich aus den vorgestellten Ergebnissen ableitende konstruktive Änderung könnte eine aktive Kühlung der Vakuumspannplatte sein. Eine gesteigerte Wärmeableitung könnte demnach den thermisch induzierten Verzug minimieren. Ein vergleichbarer Ansatz zur aktiven Kühlung konnte in [288] für das Wire-arc-additive-manufacturing-Verfahren vorgestellt werden. Diese konstruktive Anpassung kann neue Anwendungsfälle kreieren, wie z. B. die Herstellung hybrider Sandwichbleche als energieabsorbierende Leichtbaustrukturen. Die Verwendung unterschiedlicher Werkstoffe mit hoher Verfestigung bzw. erhöhter Umformbarkeit, wie es z. B. HMnS abbilden können, in Verbindung mit der durch die additive Fertigung ermöglichten Geometriefreiheit neuartiger Kernstrukturen, bieten ein hohes Potential, die Leistungsfähigkeit von energieabsorbierenden Strukturen zu steigern (Bild 8-1b und c).

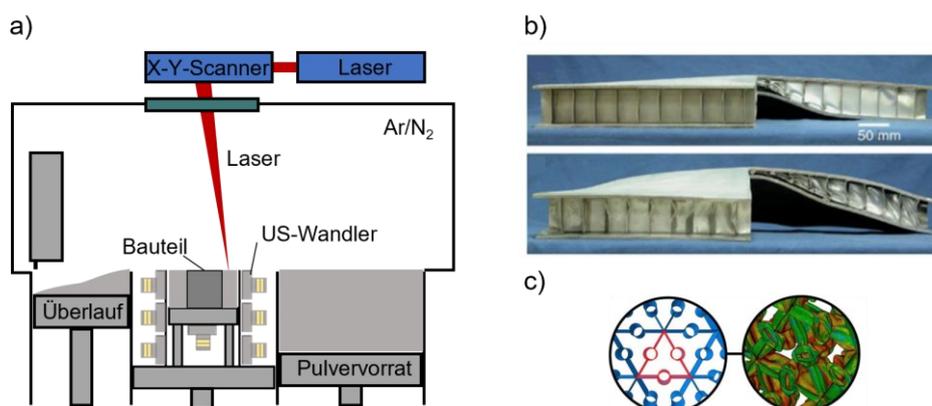


Bild 8-1: Schematische Darstellung einer radialen Anordnung von US-Wandler in a), Beispiel eines energieabsorbierenden Sandwichbleches aus [289] und Darstellung neuer bio-inspirierter Kernstrukturen zur gesteigerten Energieaufnahme aus [289].

9. Literaturverzeichnis

- [1] Gebhardt A, Kessler J, Thurn L. 3D-Drucken: Grundlagen und Anwendungen des Additive Manufacturing (AM). 2nd ed. München: Hanser; 2016.
- [2] Attaran M. The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing. *Business Horizons* 2017;60(5):677–88. <https://doi.org/10.1016/j.bushor.2017.05.011>.
- [3] Ford S, Despeisse M. Additive manufacturing and sustainability: an exploratory study of the advantages and challenges. *Journal of Cleaner Production* 2016;137:1573–87. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2016.04.150>.
- [4] Fredriksson C. Sustainability of metal powder additive manufacturing. *Procedia Manufacturing* 2019;33:139–44. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.04.018>.
- [5] Wohlers T, Campbell RI, Diegel O, Huff R, Kowen J. Wohlers report 2023: 3D printing and additive manufacturing global state of the industry. [Fort Collins, Colo.], Washington,DC: Wohlers Associates; ASTM International; 2023.
- [6] Niaki MK, Torabi SA, Nonino F. Why manufacturers adopt additive manufacturing technologies: The role of sustainability. *Journal of Cleaner Production* 2019;222:381–92.
- [7] Wohlers T, Campbell RI, Diegel O, Huff R, Kowen J. Wohlers report 2024: Analysis. Trends. Forecasts. 3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry; 2024.
- [8] Madhavadas V, Srivastava D, Chadha U, Aravind Raj S, Sultan MTH, Shahar FS et al. A review on metal additive manufacturing for intricately shaped aerospace components. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 2022;39:18–36. <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2022.07.005>.
- [9] Velásquez-García LF, Kornbluth Y. Biomedical Applications of Metal 3D Printing. *Annu Rev Biomed Eng* 2021;23:307–38. <https://doi.org/10.1146/annurev-bioeng-082020-032402>.
- [10] Zuniga J, Katsavelis D, Peck J, Stollberg J, Petrykowski M, Carson A et al. Cyborg beast: a low-cost 3d-printed prosthetic hand for children with upper-limb differences. *BMC Res Notes* 2015;8:10. <https://doi.org/10.1186/s13104-015-0971-9>.
- [11] ISO/ASTM. ISO/ASTM 52900:2021(52900:2021); 2022.
- [12] Caviezel C, Grünwald R, Ehrenberg-Silies S, Kind S, Jetzke T, Bovenschulte M. Additive Fertigungsverfahren (3-D-Druck): Innovationsanalyse. Büro für Technikfolgen-Abschätzung beim Deutschen Bundestag (TAB); 2017.
- [13] Rosenthal S, Hahn M, Tekkaya AE, Platt S, Kleszczynski S, Witt G. Speeding up Additive Manufacturing by Means of Forming for Sheet Components with Core Structures. *Int. J. of Precis. Eng. and Manuf.-Green Tech.* 2021. <https://doi.org/10.1007/s40684-021-00384-x>.
- [14] Arisoy YM, Criales LE, Özel T, Lane B, Moylan S, Donmez A. Influence of scan strategy and process parameters on microstructure and its optimization in additively manufactured nickel alloy 625 via laser powder bed fusion. *Int J Adv Manuf Technol* 2017;90(5-8). <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9429-z>.

- [15] Yin YJ, Sun JQ, Guo J, Kan XF, Yang DC. Mechanism of high yield strength and yield ratio of 316 L stainless steel by additive manufacturing. *Materials Science and Engineering A* 2019;744:773–7. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.092>.
- [16] Natali S, Brotzu A, Pilone D. Comparison between Mechanical Properties and Structures of a Rolled and a 3D-Printed Stainless Steel. *Materials* 2019;12(23). <https://doi.org/10.3390/ma12233867>.
- [17] Gor M, Soni H, Singh Rajput G, Sahlot P. Experimental investigation of mechanical properties for wrought and selective laser melting additively manufactured SS316L and MS300. *Materials Today: Proceedings* 2022;62:7215–9. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.03.511>.
- [18] Hitzler L, Hirsch J, Heine B, Merkel M, Hall W, Öchsner A. On the Anisotropic Mechanical Properties of Selective Laser-Melted Stainless Steel. *Materials* 2017;10(10). <https://doi.org/10.3390/ma10101136>.
- [19] Im Y-D, Kim K-H, Jung K-H, Lee Y-K, Song K-H. Anisotropic Mechanical Behavior of Additive Manufactured AISI 316L Steel. *Metall Mater Trans A* 2019;50(4):2014–21. <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05139-7>.
- [20] Li M, Chen W-Y, Zhang X. Effect of heat treatment on creep behavior of 316 L stainless steel manufactured by laser powder bed fusion. *Journal of Nuclear Materials* 2022;559:153469. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2021.153469>.
- [21] Shin W-S, Son B, Song W, Sohn H, Jang H, Kim Y-J et al. Heat treatment effect on the microstructure, mechanical properties, and wear behaviors of stainless steel 316L prepared via selective laser melting. *Materials Science and Engineering A* 2021;806:140805. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140805>.
- [22] Huber F, Rasch M, Schmidt M. Laser Powder Bed Fusion (PBF-LB/M) Process Strategies for In-Situ Alloy Formation with High-Melting Elements. *Metals* 2021;11(2):336. <https://doi.org/10.3390/met11020336>.
- [23] Merklein M, Junker D, Schaub A, Neubauer F. Hybrid Additive Manufacturing Technologies – An Analysis Regarding Potentials and Applications. *Physics Procedia* 2016;83:549–59. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.057>.
- [24] Casati R, Hamidi Nasab M, Coduri M, Tirelli V, Vedani M. Effects of Platform Pre-Heating and Thermal-Treatment Strategies on Properties of AlSi10Mg Alloy Processed by Selective Laser Melting. *Metals* 2018;8(11):954. <https://doi.org/10.3390/met8110954>.
- [25] Zhu S, Katti I, Qiu D, Forsmark JH, Easton MA. Microstructural analysis of the influences of platform preheating and post-build heat treatment on mechanical properties of laser powder bed fusion manufactured AlSi10Mg alloy. *Materials Science and Engineering A* 2023;882:145486. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145486>.
- [26] Gibson I, Rosen DW, Stucker B. *Additive Manufacturing Technologies*. Boston, MA: Springer US; 2010.
- [27] Witt E, Anton C (eds.). *Additive Fertigung: Entwicklungen, Möglichkeiten und Herausforderungen* Stellungnahme. Halle (Saale), Mainz, München: Deutsche Akademie der Naturforscher Leopoldina

- e.V. - Nationale Akademie der Wissenschaften; Union der deutschen Akademien der Wissenschaften e. V; acatech - Deutsche Akademie der Technikwissenschaften e. V; 2020.
- [28] Möhrle M, Müller J, Emmelmann C. Industrialisierungsstudie Additive Fertigung – Herausforderungen und Ansätze. RTejournal 2017.
- [29] Maximilian Munsch, Matthias Schmidt-Lehr, Dr. Eric Wycisk. AMPower Report; 2020.
- [30] Schmidt M, Merklein M, Bourell D, Dimitrov D, Hausotte T, Wegener K et al. Laser based additive manufacturing in industry and academia. CIRP Annals - Manufacturing Technology 2017. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2017.05.011>.
- [31] Stephan Richter, Dr. Steffen Wischmann. Additive Fertigungsmethoden – Entwicklungsstand, Marktperspektiven für den industriellen Einsatz und IKT-spezifische Herausforderungen bei Forschung und Entwicklung: Eine Studie im Rahmen der Begleitforschung zum Technologieprogramm AUTONOMIK für Industrie 4.0 des Bundesministeriums für Wirtschaft und Energie 2016.
- [32] Wohlers T, Campbell RI, Diegel O, Kowen J, Mostow N, Fidan I. Wohlers report 2022: 3D printing and additive manufacturing global state of the industry. Fort Collins, Colo., Washington,DC: Wohlers Associates; ASTM International; 2022.
- [33] Kruth JP, Froyen L, van Vaerenbergh J, Mercelis P, Rombouts M, Lauwers B. Selective laser melting of iron-based powder. Journal of Materials Processing Technology 2004;149(1-3):616–22. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2003.11.051>.
- [34] Kruth J-P, Levy G, Klocke F, Childs T. Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing. CIRP Annals - Manufacturing Technology 2007;56(2):730–59. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2007.10.004>.
- [35] Kruth J-P, Mercelis P, van Vaerenbergh J, Froyen L, Rombouts M. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting. Rapid Prototyping Journal 2005;11(1):26–36. <https://doi.org/10.1108/13552540510573365>.
- [36] Sehr JT. Möglichkeiten und Grenzen bei der generativen Herstellung metallischer Bauteile durch das Strahlschmelzverfahren. Zugl.: Duisburg-Essen, Univ., Diss., 2010. Aachen: Shaker; 2010.
- [37] Kleszczynski SJF. Potenziale der bildgestützten Prozessüberwachung zur Steigerung des technologischen Reifegrades von Laser-Strahlschmelzverfahren. Duisburg, Essen; 2018; Available from: <http://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:hbz:464-20180810-091404-2>.
- [38] Lachmayer R, Lippert RB, Kaierle S. Additive Serienfertigung. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg; 2018.
- [39] Gu DD, Meiners W, Wissenbach K, Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. International Materials Reviews 2012;57(3):133–64. <https://doi.org/10.1179/1743280411Y.0000000014>.
- [40] Bourell D, Kruth JP, Leu M, Levy G, Rosen D, Beese AM et al. Materials for additive manufacturing. CIRP Annals - Manufacturing Technology 2017. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2017.05.009>.
- [41] Guo C, Li G, Li S, Hu X, Lu H, Li X et al. Additive manufacturing of Ni-based superalloys: Residual stress, mechanisms of crack formation and strategies for crack inhibition. Nano Materials Science 2023;5(1):53–77. <https://doi.org/10.1016/j.nanoms.2022.08.001>.

- [42] Tomus D, Jarvis T, Wu X, Mei J, Rometsch P, Hery E et al. Controlling the Microstructure of Hastelloy-X Components Manufactured by Selective Laser Melting. *Physics Procedia* 2013;41:823–7. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2013.03.154>.
- [43] Verein Deutscher Ingenieure e.V. VDI 3405 Additive Fertigungsverfahren: Grundlagen, Begriffe, Verfahrensbeschreibungen. Berlin: Beuth Verlag GmbH; 2014.
- [44] Over C. Generative Fertigung von Bauteilen aus Werkzeugstahl X38CrMoV5-1 und Titan TiAl6V4 mit "Selective Laser Melting". Aachen: Shaker Verlag; 2003.
- [45] Gullane A, Murray JW, Hyde CJ, Sankare S, Evirgen A, Clare AT. On the use of multiple layer thicknesses within laser powder bed fusion and the effect on mechanical properties. *Materials & Design* 2021;212:110256. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110256>.
- [46] Nayak SK, Mishra SK, Paul CP, Jinoop AN, Bindra KS. Effect of energy density on laser powder bed fusion built single tracks and thin wall structures with 100 µm preplaced powder layer thickness. *Optics & Laser Technology* 2020;125:106016. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.106016>.
- [47] Kasperovich G, Haubrich J, Gussone J, Requena G. Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting. *Materials & Design* 2016;105:160–70. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.070>.
- [48] King WE, Barth HD, Castillo VM, Gallegos GF, Gibbs JW, Hahn DE et al. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology* 2014;214(12):2915–25. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.005>.
- [49] Courtois M, Carin M, Le Masson P, Gaied S, Balabane M. A complete model of keyhole and melt pool dynamics to analyze instabilities and collapse during laser welding. *Journal of Laser Applications* 2014;26(4):42001. <https://doi.org/10.2351/1.4886835>.
- [50] Jan Sander. Selektives Laserschmelzen hochfester Stähle: Technische Universität Dresden.
- [51] Verein Deutscher Ingenieure e.V. VDI 3405 Blatt 2, Additive Fertigungsverfahren: Strahlschmelzen metallischer Bauteile - Qualifizierung, Qualitätssicherung und Nachbearbeitung. Berlin: Beuth Verlag GmbH; 2013.
- [52] Scipioni Bertoli U, Wolfer AJ, Matthews MJ, Delplanque J-PR, Schoenung JM. On the limitations of Volumetric Energy Density as a design parameter for Selective Laser Melting. *Materials & Design* 2017;113:331–40. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.10.037>.
- [53] Ghayoor M, Lee K, He Y, Chang C, Paul BK, Pasebani S. Selective laser melting of 304L stainless steel: Role of volumetric energy density on the microstructure, texture and mechanical properties. *Additive Manufacturing* 2020;32:101011. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.101011>.
- [54] Yap CY, Chua CK, Dong ZL, Liu ZH, Zhang DQ, Loh LE et al. Review of selective laser melting: Materials and applications. *Applied Physics Reviews* 2015;2(4):41101. <https://doi.org/10.1063/1.4935926>.
- [55] Buhairi MA, Foudzi FM, Jamhari FI, Sulong AB, Radzuan NAM, Muhamad N et al. Review on volumetric energy density: influence on morphology and mechanical properties of Ti6Al4V manufactured via laser powder bed fusion. *Prog Addit Manuf* 2023;8(2):265–83. <https://doi.org/10.1007/s40964-022-00328-0>.

- [56] Wagner C. Untersuchungen zum Selektiven Lasersintern von Metallen: Berichte aus der Produktionstechnik. Shaker Verlag; 2003.
- [57] Li R, Liu J, Shi Y, Wang L, Jiang W. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process. *Int J Adv Manuf Technol* 2012;59(9-12):1025–35. <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3566-1>.
- [58] Scipioni Bertoli U, Guss G, Wu S, Matthews MJ, Schoenung JM. In-situ characterization of laser-powder interaction and cooling rates through high-speed imaging of powder bed fusion additive manufacturing. *Materials & Design* 2017;135:385–96. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.09.044>.
- [59] Hooper PA. Melt pool temperature and cooling rates in laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing* 2018;22:548–59. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.05.032>.
- [60] Meier C, Weissbach R, Weinberg J, Wall WA, Hart AJ. Critical Influences of Particle Size and Adhesion on the Powder Layer Uniformity in Metal Additive Manufacturing; 2018.
- [61] Körner C, Bauereiß A, Attar E. Fundamental consolidation mechanisms during selective beam melting of powders. *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 2013;21(8):85011. <https://doi.org/10.1088/0965-0393/21/8/085011>.
- [62] Le T-N, Lo Y-L. Effects of sulfur concentration and Marangoni convection on melt-pool formation in transition mode of selective laser melting process. *Materials & Design* 2019;179:107866. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107866>.
- [63] K.C. Mills, B. T. Keene, R.F. Brooks and A. Shirali. Marangoni Effects in Welding. *Philosophical Transactions: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 1998(Vol. 356, No. 1739):911–25.
- [64] Mosallanejad MH, Niroumand B, Aversa A, Saboori A. In-situ alloying in laser-based additive manufacturing processes: A critical review. *Journal of Alloys and Compounds* 2021;872:159567. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159567>.
- [65] Tolochko NK, Mozzharov SE, Yadroitsev IA, Laoui T, Froyen L, Titov VI et al. Balling processes during selective laser treatment of powders. *Rapid Prototyping Journal* 2004;10(2):78–87. <https://doi.org/10.1108/13552540410526953>.
- [66] Kan WH, Nadot Y, Foley M, Ridosz L, Proust G, Cairney JM. Factors that affect the properties of additively-manufactured AlSi10Mg: Porosity versus microstructure. *Additive Manufacturing* 2019;29:100805. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100805>.
- [67] Pant P, Salvemini F, Proper S, Luzin V, Simonsson K, Sjöström S et al. A study of the influence of novel scan strategies on residual stress and microstructure of L-shaped LPBF IN718 samples. *Materials & Design* 2022;214:110386. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110386>.
- [68] Köhnen P, Ewald S, Schleifenbaum JH, Belyakov A, Haase C. Controlling microstructure and mechanical properties of additively manufactured high-strength steels by tailored solidification. *Additive Manufacturing* 2020;35:101389. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101389>.
- [69] Pérez-Ruiz JD, Galbusera F, Caprio L, Previtali B, Lacalle LNL de, Lamikiz A et al. Laser beam shaping facilitates tailoring the mechanical properties of IN718 during powder bed fusion. *Journal*

- of Materials Processing Technology 2024;328:118393.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2024.118393>.
- [70] Kou S. *Welding metallurgy*. New Jersey, USA 2003;431(446):223–5.
- [71] Thijs L. Microstructure and texture of metal parts produced by Selective Laser Melting.
- [72] Kelly SM, Kampe SL. Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds: Part I. Microstructural characterization. *Metall Mater Trans A* 2004;35(6):1861–7.
<https://doi.org/10.1007/s11661-004-0094-8>.
- [73] Dadbakhsh S, Vrancken B, Kruth J-P, Luyten J, van Humbeeck J. Texture and anisotropy in selective laser melting of NiTi alloy. *Materials Science and Engineering A* 2016;650:225–32.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.032>.
- [74] Thijs L, Montero Sistiaga ML, Wauthle R, Xie Q, Kruth J-P, van Humbeeck J. Strong morphological and crystallographic texture and resulting yield strength anisotropy in selective laser melted tantalum. *Acta Materialia* 2013;61(12):4657–68. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.04.036>.
- [75] Thijs L, Kempen K, Kruth J-P, van Humbeeck J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia* 2013;61(5):1809–19. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.052>.
- [76] PETCH N. J. The Cleavage Strength of Polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute* 1953;174:25–8.
- [77] Hansen N. Hall–Petch relation and boundary strengthening. *Scripta Materialia* 2004;51(8):801–6.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.06.002>.
- [78] Kok Y, Tan XP, Wang P, Nai M, Loh NH, Liu E et al. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review. *Materials & Design* 2018;139:565–86. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.021>.
- [79] Sehrt J, Witt G. Auswirkung des anisotropen Gefüges strahlgeschmolzener Bauteile auf mechanische Eigenschaftswerte. *RTEjournal - Forum für Rapid Technologie* Jg. 6 (2009) 2009;6.
- [80] Niendorf T, Leuders S, Riemer A, Richard HA, Tröster T, Schwarze D. Highly Anisotropic Steel Processed by Selective Laser Melting. *Metall and Materi Trans B* 2013;44(4):794–6.
<https://doi.org/10.1007/s11663-013-9875-z>.
- [81] Carroll BE, Palmer TA, Beese AM. Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing. *Acta Materialia* 2015;87:309–20. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.054>.
- [82] Kwabena Adomako N, Haghdadi N, Primig S. Electron and laser-based additive manufacturing of Ni-based superalloys: A review of heterogeneities in microstructure and mechanical properties. *Materials & Design* 2022;223:111245. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.111245>.
- [83] Weaver JS, Rosenthal I. *Understanding anisotropic tensile properties of laser powder bed fusion additive metals*. Gaithersburg, MD: National Institute of Standards and Technology (U.S.); 2021.
- [84] Alcisto J, Enriquez A, Garcia H, Hinkson S, Steelman T, Silverman E et al. Tensile Properties and Microstructures of Laser-Formed Ti-6Al-4V. *J. of Materi Eng and Perform* 2011;20(2):203–12.
<https://doi.org/10.1007/s11665-010-9670-9>.

- [85] Dixit S, Liu S, Murdoch HA, Smith PM. Investigating build orientation-induced mechanical anisotropy in additive manufacturing 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering A* 2023;880:145308. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145308>.
- [86] Kong D, Ni X, Dong C, Zhang L, Man C, Cheng X et al. Anisotropy in the microstructure and mechanical property for the bulk and porous 316L stainless steel fabricated via selective laser melting. *Materials letters* 2019;235:1–5. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.09.152>.
- [87] Shifeng W, Shuai L, Qingsong W, Yan C, Sheng Z, Yusheng S. Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts. *Journal of Materials Processing Technology* 2014;214(11):2660–7. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.002>.
- [88] Verein Deutscher Ingenieure e.V. VDI 3405 Blatt 2.8:2022-12: Additive Fertigungsverfahren - Pulverbettbasiertes Schmelzen von Metall mittels Laserstrahl (PBF-LB/M) - Fehlerkatalog - Fehlerbilder beim Laser-Strahlschmelzen;25.030; 2022.
- [89] Ronneberg T, Davies CM, Hooper PA. Revealing relationships between porosity, microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion 316L stainless steel through heat treatment. *Materials & Design* 2020;189:108481. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108481>.
- [90] R. G. Prasad M, Biswas A, Geenen K, Amin W, Gao S, Lian J et al. Influence of Pore Characteristics on Anisotropic Mechanical Behavior of Laser Powder Bed Fusion–Manufactured Metal by Micromechanical Modeling. *Adv. Eng. Mater.* 2020;22(12). <https://doi.org/10.1002/adem.202000641>.
- [91] Seyda V. *Werkstoff- und Prozessverhalten Von Metallpulvern in der Laseradditiven Fertigung*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin / Heidelberg; 2018.
- [92] Clayton J, Millington-Smith D, Armstrong B. The Application of Powder Rheology in Additive Manufacturing. *JOM* 2015;67(3):544–8. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1293-z>.
- [93] Aboulkhair N, Maskery I, Ashcroft I, Tuck C, M Everitt N. The role of powder properties on the processability of Aluminium alloys in selective laser melting; 2015.
- [94] Balbaa MA, Ghasemi A, Fereiduni E, Elbestawi MA, Jadhav SD, Kruth J-P. Role of powder particle size on laser powder bed fusion processability of AlSi10Mg alloy. *Additive Manufacturing* 2021;37:101630. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101630>.
- [95] Beckers D, Ellendt N, Fritsching U, Uhlenwinkel V. Impact of process flow conditions on particle morphology in metal powder production via gas atomization. *Advanced Powder Technology* 2020;31(1):300–11. <https://doi.org/10.1016/j.apt.2019.10.022>.
- [96] Dietmar Schulze. *Pulver und Schüttgüter-Fließeigenschaften und Handhabung*. Springer.
- [97] Schulze D. *Pulver und Schüttgüter-Fließeigenschaften und Handhabung* | Dietmar Schulze | Springer: Deutsch.
- [98] Bajaj P, Hariharan A, Kini A, Kürnstener P, Raabe D, Jägle EA. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. *Materials Science and Engineering A* 2020;772:138633. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138633>.
- [99] Hsiao CN, Chiou CS, Yang JR. Aging reactions in a 17-4 PH stainless steel. *Materials Chemistry and Physics* 2002;74(2):134–42. [https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(01\)00460-6](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(01)00460-6).

- [100]Cheruvathur S, Lass EA, Campbell CE. Additive Manufacturing of 17-4 PH Stainless Steel: Post-processing Heat Treatment to Achieve Uniform Reproducible Microstructure. *JOM* 2016;68(3):930–42. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1754-4>.
- [101]Facchini L, Vicente N, Lonardelli I, Magalini E, Robotti P, Molinari A. Metastable Austenite in 17-4 Precipitation-Hardening Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting. *Adv. Eng. Mater.* 2010;12(3):184–8. <https://doi.org/10.1002/adem.200900259>.
- [102]Freeman FS, Sharp J, Xi J, Todd I. Influence of solidification cell structure on the martensitic transformation in additively manufactured steels. *Additive Manufacturing* 2019;30:100917. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100917>.
- [103]Nishiyama Z. *Martensitic Transformation*. Saint Louis: Elsevier Science; 2014.
- [104]Kung CY, Rayment JJ. An examination of the validity of existing empirical formulae for the calculation of ms temperature. *Metall Trans A* 1982;13(2):328–31. <https://doi.org/10.1007/bf02643327>.
- [105]Andrews KW. Empirical formulas for the calculation of some transformation temperatures. *Journal of the Iron and Steel Institute* 1965(203(7)).
- [106]Irrinki H, Harper T, Badwe S, Stitzel J, Gulsoy O, Gupta G et al. Effects of powder characteristics and processing conditions on the corrosion performance of 17-4 PH stainless steel fabricated by laser-powder bed fusion. *Prog Addit Manuf* 2018;3(1-2):39–49. <https://doi.org/10.1007/s40964-018-0048-0>.
- [107]Pasebani S, Ghayoor M, Badwe S, Irrinki H, Atre SV. Effects of atomizing media and post processing on mechanical properties of 17-4 PH stainless steel manufactured via selective laser melting. *Additive Manufacturing* 2018;22:127–37. <https://doi.org/10.1016/J.ADDMA.2018.05.011>.
- [108]Colaco R, Vilar R. Effect of the processing parameters on the proportion of retained austenite in laser surface melted tool steels. *Journal of materials science letters* 1998;17(7):563–7.
- [109]Keshavarzkermani A, Marzbanrad E, Esmailizadeh R, Mahmoodkhani Y, Ali U, Enrique P d. et al. An investigation into the effect of process parameters on melt pool geometry, cell spacing, and grain refinement during laser powder bed fusion. *Optics & Laser Technology* 2019;116:83–91. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.03.012>.
- [110]Rafi HK, Pal D, Patil N, Starr TL, Stucker BE. Microstructure and mechanical behavior of 17-4 precipitation hardenable steel processed by selective laser melting. *Journal of materials engineering and performance* 2014;23(12):4421–8.
- [111]Mohr G, Scheuschner N, Hilgenberg K. In situ heat accumulation by geometrical features obstructing heat flux and by reduced inter layer times in laser powder bed fusion of AISI 316L stainless steel. *Procedia CIRP* 2020;94:155–60. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.09.030>.
- [112]Ahn SY, Jeong SG, SaGong MJ, Lee G, Kim ES, Park H et al. Size matters: Exploring part size effects on microstructure, defects, and mechanical property in optimized laser powder bed fusion (L-PBF) additive manufacturing. *Materials Science and Engineering A* 2024;902:146616. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146616>.
- [113]Abbaschian R. *Physical metallurgy principles*. 4th ed (KE-QTN/0036/08). Cengage; 2008.

- [114]Friedrich HE. Leichtbau in der Fahrzeugtechnik. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden; 2013.
- [115]Bouaziz O, Allain S, Scott CP, Cugy P, Barbier D. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 2011;15(4):141–68. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2011.04.002>.
- [116]Twardowski R. Mikrostrukturelle Beschreibung von Verformung und Schädigung hochmanganhaltiger Stähle mit TRIP- und TWIP-Effekt. Hochschulbibliothek der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen; 2013.
- [117]Köhnen P, Létang M, Voshage M, Schleifenbaum JH, Haase C. Understanding the process-microstructure correlations for tailoring the mechanical properties of L-PBF produced austenitic advanced high strength steel. *Additive Manufacturing* 2019;30:100914. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100914>.
- [118]Kies F, Köhnen P, Wilms MB, Brasche F, Pradeep KG, Schwedt A et al. Design of high-manganese steels for additive manufacturing applications with energy-absorption functionality. *Materials & Design* 2018;160:1250–64. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.10.051>.
- [119]Ewald S, Schaukellis M, Koehnen P, Schleifenbaum JH. Laser Powder Bed Fusion of Advanced High-Strength Steels—Modification of Deformation Mechanisms by Increasing Stacking Fault Energy. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 2019;164(3):127–32. <https://doi.org/10.1007/s00501-019-0830-4>.
- [120]Frommeyer G, Brück U, Neumann P. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes. *ISIJ International* 2003;43(3):438–46.
- [121]Heintz A. Thermodynamik: Grundlagen und Anwendungen. 2nd ed. Berlin, Heidelberg: Springer Spektrum; 2017.
- [122]Saeed-Akbari A, Mosecker L, Schwedt A, Bleck W. Characterization and Prediction of Flow Behavior in High-Manganese Twinning Induced Plasticity Steels: Part I. Mechanism Maps and Work-Hardening Behavior. *Metall Mater Trans A* 2012;43(5):1688–704. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0993-4>.
- [123]Saeed-Akbari A, Mishra AK, Mayer J, Bleck W. Characterization and Prediction of Flow Behavior in High-Manganese Twinning Induced Plasticity Steels: Part II. Jerky Flow and Instantaneous Strain Rate. *Metall Mater Trans A* 2012;43(5):1705–23. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-1070-8>.
- [124]Babaei SN, Schweinshaupt F, Wipp S, Herrig T, Krupp U, Bergs T. Mechanism-driven fine blanking of high manganese steels. *Journal of Materials Processing Technology* 2023;319:118083. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.118083>.
- [125]Wiener J, Gigacher G, Penz S, Bernhard C. Metallurgische Herausforderungen neuer Legierungskonzepte am Beispiel von Induced Plasticity (IP)-Stählen. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 2009;154(1):33–9. <https://doi.org/10.1007/s00501-008-0433-y>.
- [126]Niendorf T, Brenne F. Steel showing twinning-induced plasticity processed by selective laser melting — An additively manufactured high performance material. *Materials Characterization* 2013;85:57–63. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.08.010>.

- [127]Cooman BC de, Estrin Y, Kim SK. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. *Acta Materialia* 2018;142:283–362. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.046>.
- [128]Park K-T, Jin KG, Han SH, Hwang SW, Choi K, Lee CS. Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition. *Materials Science and Engineering A* 2010;527(16-17):3651–61. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.02.058>.
- [129]Dumay A, Chateau J-P, Allain S, Migot S, Bouaziz O. Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel. *Materials Science and Engineering: A* 2008;483-484:184–7. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.170>.
- [130]Jin J-E, Lee Y-K. Effects of Al on microstructure and tensile properties of C-bearing high Mn TWIP steel. *Acta Materialia* 2012;60(4):1680–8. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.004>.
- [131]Chin K-G, Kang C-Y, Shin SY, Hong S, Lee S, Kim HS et al. Effects of Al addition on deformation and fracture mechanisms in two high manganese TWIP steels. *Materials Science and Engineering A* 2011;528(6):2922–8. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.085>.
- [132]Zambrano OA. Stacking fault energy maps of Fe–Mn–Al–C–Si steels: effect of temperature, grain size, and variations in compositions. *J. Eng. Mater. Technol* 2016;138(4):41010.
- [133]Kies F, Wilms MB, Pirch N, Pradeep KG, Schleifenbaum JH, Haase C. Defect formation and prevention in directed energy deposition of high-manganese steels and the effect on mechanical properties. *Materials Science and Engineering A* 2020;772:138688. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138688>.
- [134]Ewald S, Voshage M, Hermsen S, Schaukellis M, Köhnen P, Haase C et al. Tailoring of AM Component Properties via Laser Powder Bed Fusion. In: Tarancón A, Esposito V, editors. *3D Printing for Energy Applications*. Wiley; 2021, p. 135–152.
- [135]Ensminger D. *Ultrasonics: Fundamentals, technologies, and applications*. 3rd ed. Boca Raton, FL: Taylor & Francis; 2011.
- [136]Kuttruff H. *Ultrasonics: Fundamentals and applications*. London, England, New York, New York: Elsevier Applied Science; 1991.
- [137]Curie J, Curie P. Développement par compression de l'électricité polaire dans les cristaux hémicèdres à faces inclinées. *bulmi* 1880;3(4):90–3. <https://doi.org/10.3406/bulmi.1880.1564>.
- [138]Chilowsky M, Langevin P. Procédés et appareils pour la production de signaux sous-marins dirigés et pour la localisation à distance d'obstacles sous-marins(502913); 1920.
- [139]Graff KF, Sheehan JF. Power ultrasonic transducers: Principles and design. In: *Power Ultrasonics*. Elsevier; 2023, p. 83–108.
- [140]*Power Ultrasonics*. Elsevier; 2023.
- [141]Eskin DG, Mi J (eds.). *Solidification Processing of Metallic Alloys Under External Fields*. Cham: Springer International Publishing; 2018.
- [142]Eskin GI. *Ultrasonic Treatment of Light Alloy Melts*. CRC Press; 1998.
- [143]Vanhille C, Campos-Pozuelo C. Numerical simulations of the primary Bjerknes force experienced by bubbles in a standing ultrasonic field: Nonlinear vs. linear. *Wave Motion* 2014;51(7):1127–37. <https://doi.org/10.1016/j.wavemoti.2014.06.001>.

- [144]Eskin DG. Overview of Ultrasonic Degassing Development. In: Ratvik AP, editor. *Light Metals* 2017. Cham: Springer International Publishing; 2017, p. 1437–1443.
- [145]Abramov OV. *Ultrasound in liquid and solid metals*. Boca Raton, Fla.: CRC Press; 1994.
- [146]Fan Q, Chen C, Fan C, Liu Z, Cai X, Lin S et al. Ultrasonic induces grain refinement in gas tungsten arc cladding AlCoCrFeNi high-entropy alloy coatings. *Materials Science and Engineering A* 2021;821:141607. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141607>.
- [147]Atamanenko TV, Eskin DG, Zhang L, Katgerman L. Criteria of Grain Refinement Induced by Ultrasonic Melt Treatment of Aluminum Alloys Containing Zr and Ti. *Metall Mater Trans A* 2010;41(8):2056–66. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0232-4>.
- [148]Todaro CJ, Easton MA, Qiu D, Wang G, StJohn DH, Qian M. The Effect of Ultrasonic Melt Treatment on Macro-Segregation and Peritectic Transformation in an Al-19Si-4Fe Alloy. *Metall Mater Trans A* 2017;48(11):5579–90. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4325-1>.
- [149]Tong X, You G, Wang Y, Wu H, Liu W, Li P et al. Effect of ultrasonic treatment on segregation and mechanical properties of as-cast Mg–Gd binary alloys. *Materials Science and Engineering A* 2018;731:44–53. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.06.017>.
- [150]Zeng T, Zhou Y. Effects of Ultrasonic Introduced by L-Shaped Ceramic Sonotrodes on Microstructure and Macro-Segregation of 15t AA2219 Aluminum Alloy Ingot. *Materials* 2019;12(19). <https://doi.org/10.3390/ma12193162>.
- [151]Fan Q, Chen C, Fan C, Liu Z, Cai X, Lin S et al. Ultrasonic suppression of element segregation in gas tungsten arc cladding AlCoCuFeNi high-entropy alloy coatings. *Surface and Coatings Technology* 2021;420:127364. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127364>.
- [152]Yin S, Yan X, Chen C, Jenkins R, Liu M, Lupoi R. Hybrid additive manufacturing of Al-Ti6Al4V functionally graded materials with selective laser melting and cold spraying. *Journal of Materials Processing Technology* 2018;255:650–5. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.01.015>.
- [153]Tan C, Zhou K, Ma W, Min L. Interfacial characteristic and mechanical performance of maraging steel-copper functional bimetal produced by selective laser melting based hybrid manufacture. *Materials & Design* 2018;155:77–85. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.05.064>.
- [154]Ahuja B, Schaub A, Karg M, Schmidt R, Merklein M, Schmidt M. High power laser beam melting of Ti 6 Al 4 V on formed sheet metal to achieve hybrid structures. In: Helvajian H, Piqué A, Wegener M, Gu B, editors. *Laser 3D Manufacturing II*. SPIE; 2015, 93530X.
- [155]Merklein M, Schulte R, Papke T. An innovative process combination of additive manufacturing and sheet bulk metal forming for manufacturing a functional hybrid part. *Journal of Materials Processing Technology* 2021;291:117032. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.117032>.
- [156]Schaub A, Ahuja B, Butzhammer L, Osterziel J, Schmidt M, Merklein M. Additive Manufacturing of Functional Elements on Sheet Metal. *Physics Procedia* 2016;83:797–807. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.082>.
- [157]Schaub A, Juechter V, Singer RF, Merklein M. Characterization of Hybrid Components Consisting of SEBM Additive Structures and Sheet Metal of Alloy Ti-6Al-4V. *KEM* 2014;611-612:609–14. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.611-612.609>.
- [158]SLM Solutions. Datenblatt SLM 280 HL. [January 27, 2024].

- [159]EOS GmbH. EOS M290 Data Sheet. [June 30, 2024]; Available from: <https://www.eos.info/en-us/metal-solutions/metal-printers/eos-m-290#technical-data>.
- [160]EOS GmbH. Datenblatt eos M 270. [January 27, 2024]; Available from: https://www.eos.info/01_parts-and-applications/industry_different_parts_applications/metal_parts_applications/parts_metal_medical_dental/web_brochure_dental_eosint_m270.pdf.
- [161]VDM Metals GmbH. VDM® Powder X Material Data Sheet: Material Data Sheet No. 2003 Revision 03.
- [162]EOS GmbH. Materialdatenblatt SS GP1 für M270: Zuletzt geprüft: 20.02.2019 2009.
- [163]Saunders N, Guo UKZ, Li X, Miodownik AP, Schillé J-P. Using JMatPro to model materials properties and behavior. *JOM* 2003;55(12):60–5. <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0013-2>.
- [164]Guo Z, Saunders N, Schillé JP, Miodownik AP. Material properties for process simulation. *Materials Science and Engineering A* 2009;499(1-2):7–13. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.09.097>.
- [165]Cooman BC de, Kwon O, Chin K-G. State-of-the-knowledge on TWIP steel. *Materials Science and Technology* 2012;28(5):513–27. <https://doi.org/10.1179/1743284711Y.0000000095>.
- [166]Simonelli M, Aboulkhair NT, Cohen P, Murray JW, Clare AT, Tuck C et al. A comparison of Ti-6Al-4V in-situ alloying in Selective Laser Melting using simply-mixed and satellited powder blend feedstocks. *Materials Characterization* 2018;143:118–26. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.05.039>.
- [167]Retsch Technology GmbH. Data Sheet CAMSIZER® X2: Partikelanalysator.
- [168]Spierings AB, Voegtlin M, Bauer T, Wegener K. Powder flowability characterisation methodology for powder-bed-based metal additive manufacturing. *Prog Addit Manuf* 2016;1(1-2):9–20. <https://doi.org/10.1007/s40964-015-0001-4>.
- [169]Schnell N, Wegner J, Elspaß A, Kleszczynski S. Effective absorptivity of diamond-reinforced metal matrix composites for powder bed fusion using a laser beam. *Additive Manufacturing Letters* 2023;6:100138. <https://doi.org/10.1016/j.addlet.2023.100138>.
- [170]DIN. DIN EN 60584-1:2014-07, Thermocouples - Part 1: EMF specifications and tolerances (IEC 60584-1:2013); German version EN 60584-1:2013. Berlin: Beuth Verlag GmbH. <https://doi.org/10.31030/2153253>.
- [171]WebDAQ 316 User's Guide. [November 02, 2020]; Available from: <https://www.mccdaq.com/pdfs/manuals/WebDAQ-316.pdf>.
- [172]Jansen D, Hanemann T, Radek M, Rota A, Schröpfer J, Heilmaier M. Development of actual powder layer height depending on nominal layer thicknesses and selection of laser parameters. *Journal of Materials Processing Technology* 2021;298:117305. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117305>.
- [173]Trapp J, Rubenchik AM, Guss G, Matthews MJ. In situ absorptivity measurements of metallic powders during laser powder-bed fusion additive manufacturing. *Applied Materials Today* 2017;9:341–9. <https://doi.org/10.1016/j.apmt.2017.08.006>.
- [174]Lide DR, Bruno TJ. CRC handbook of chemistry and physics: A ready-reference book of chemical and physical data. 2015th ed. Boca Raton, Florida: CRC Press; 2015.

- [175] Moore WJ. Physikalische Chemie. Hawthorne: De Gruyter; 2012.
- [176] Kortuem G. Einführung in die chemische Thermodynamik: G. Kortüm, H[einrich] Lachmann ; Phänomenologische u. statistische Behandlung. 7th ed. Weinheim usw., Basel: Verl. Chemie; Göttingen Vandenhoeck & Ruprecht; 1981.
- [177] Elspaß A, Wegner J, Schönraht H, Horstjann N, Kleszczynski S. High-Precision Measurement of Melt Pool Properties during Laser Based Powder Bed Fusion of Metals by High-Speed Imaging. Proceedings of the 34th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium 2023 2023:1116–35.
- [178] PHOTRON USA, INC. Product Datasheet Nova S6 type 800K fps 2024.
- [179] MidOpt. MidOpt® SP785 Modified Near-IR Dichroic Block Shortpass Filter for Machine Vision 425-770nm. [February 08, 2024]; Available from: <https://midopt.com/filters/sp785/>.
- [180] Navitar. 12X Zoom Lens System - High Mag Zoom & Fixed Lenses | Navitar. [February 08, 2024]; Available from: <https://navitar.com/products/imaging-optics/high-magnification-imaging/12x-zoom/>.
- [181] Edmund Optics. $\lambda/20$ Mirror, 20 x 20mm Protected Silver, Edmund Optics. [February 08, 2024]; Available from: <https://www.edmundoptics.com/p/20-x-20mm-protected-silver-lambda20-mirror/3764/>.
- [182] Schnell N, Sievert M, Kleszczynski S, Witt G, Ploshikhin V. Alternative approach on an in-situ analysis of the thermal progression during the LPBF-M process using welded thermocouples embedded into the substrate plate. SFF Symposium 2019;2019(30):1264–80.
- [183] Rack HJ. Physical and mechanical properties of cast 17-4 PH stainless steel; 1981.
- [184] Sente Software Ltd. JMatPro: Materials Property Simulation Package; 2019.
- [185] Olympus Soft Imaging Solutions. Olympus Stream User Manual. Ver.2-5.
- [186] DIN EN ISO 4499-1:2020-11, Hartmetalle_ - Metallographische Bestimmung der Mikrostruktur_ - Teil_1: Gefügebilder und Beschreibung (ISO_4499-1:2020); Deutsche Fassung EN_ISO_4499-1:2020. Berlin: Beuth Verlag GmbH. <https://doi.org/10.31030/3195179>.
- [187] Kulzer GmbH. Sicherheitsdatenblatt Technotherm 3000 2022.
- [188] Mahmoudi M, Elwany A, Yadollahi A, Thompson SM, Bian L, Shamsaei N. Mechanical properties and microstructural characterization of selective laser melted 17-4 PH stainless steel. Rapid Prototyping Journal 2017;23(2):280–94. <https://doi.org/10.1108/RPJ-12-2015-0192>.
- [189] DIN EN ISO 6892-1:2020-06, Metallische Werkstoffe_ - Zugversuch_ - Teil_1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO_6892-1:2019); Deutsche Fassung EN_ISO_6892-1:2019. Berlin: Beuth Verlag GmbH. <https://doi.org/10.31030/3132591>.
- [190] DIN Deutsches Institut für Normung e. V. DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben. Berlin: Beuth Verlag GmbH; 2009.
- [191] Körner C, Markl M, Koepf JA. Modeling and Simulation of Microstructure Evolution for Additive Manufacturing of Metals: A Critical Review. Metall Mater Trans A 2020;51(10):4970–83. <https://doi.org/10.1007/s11661-020-05946-3>.

- [192] Nguyen QB, Luu DN, Nai S, Zhu Z, Chen Z, Wei J. The role of powder layer thickness on the quality of SLM printed parts. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 2018;18(3):948–55. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2018.01.015>.
- [193] Shi X, Yan C, Feng W, Zhang Y, Leng Z. Effect of high layer thickness on surface quality and defect behavior of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting. *Optics & Laser Technology* 2020;132:106471. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106471>.
- [194] Yan Z, Trofimov V, Song C, Han C, Yang Y, Yang C et al. Microstructure and mechanical properties of GH5188 superalloy additively manufactured via ultrasonic-assisted laser powder bed fusion. *Journal of Alloys and Compounds* 2023;939:168771. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.168771>.
- [195] Hu J, Hu Y, Lan C, Zhang Q, Jin F, Li W et al. Cracking mechanism and control of Hastelloy X prepared by laser powder bed fusion. *Journal of Materials Research and Technology* 2022;21:3526–47. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.10.164>.
- [196] Lee K-H, Jin Yun G. Prediction of Melt Pool Dimension and Residual Stress Evolution with Thermodynamically-consistent Phase Field and Consolidation Models During Re-melting Process of SLM. *Computers, Materials & Continua* 2020;66(1):87–112. <https://doi.org/10.32604/cmc.2020.012688>.
- [197] Wang S, Kang J, Guo Z, Lee TL, Zhang X, Wang Q et al. In situ high speed imaging study and modelling of the fatigue fragmentation of dendritic structures in ultrasonic fields. *Acta Materialia* 2019;165:388–97. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.11.053>.
- [198] Tomoya Nagira, Noriaki Nakatsuka, Hideyuki Yasuda, Kentaro Uesugi, Akihisa Takeuchi, Yoshio Suzuki. Impact of melt convection induced by ultrasonic wave on dendrite growth in Sn–Bi alloys. *Materials letters* 2015;150:135–8. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.02.069>.
- [199] Wang F, Eskin D, Mi J, Wang C, Koe B, King A et al. A synchrotron X-radiography study of the fragmentation and refinement of primary intermetallic particles in an Al-35 Cu alloy induced by ultrasonic melt processing. *Acta Materialia* 2017;141:142–53. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.09.010>.
- [200] Zhang X, Kang J, Wang S, Ma J, Huang T. The effect of ultrasonic processing on solidification microstructure and heat transfer in stainless steel melt. *Ultrason Sonochem* 2015;27:307–15. <https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2015.05.041>.
- [201] Chang L, Yanpeng Y, Zhaotai L, Xin H, Tenghui J. Differential analysis of the influence mechanism of ultrasonic vibrations on laser cladding. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 2022;38:16–37. <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2022.03.009>.
- [202] Hosseini-Tayeb H, Rafiaei SM. Effects of lateral and vertical ultrasonic vibrations on the microstructure and microhardness of Stellite-6 coating deposited on Inconel 718 superalloy through laser metal deposition. *Mater. Res. Express* 2020;7(1):16531. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab6292>.
- [203] Mohsan AUH, Zhang M, Wang D, Zhao S, Wang Y, Chen C et al. State-of-the-art review on the Ultrasonic Vibration Assisted Laser Cladding (UVALC). *Journal of Manufacturing Processes* 2023;107:422–46. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.10.066>.

- [204]Li M, Han B, Wang Y, Song L, Guo L. Investigation on laser cladding high-hardness nano-ceramic coating assisted by ultrasonic vibration processing. *Optik* 2016;127(11):4596–600. <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2016.01.194>.
- [205]Montero-Sistiaga ML, Pourbabak S, van Humbeeck J, Schryvers D, Vanmeensel K. Microstructure and mechanical properties of Hastelloy X produced by HP-SLM (high power selective laser melting). *Materials & Design* 2019;165:107598. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107598>.
- [206]Han Q, Gu Y, Setchi R, Lacan F, Johnston R, Evans SL et al. Additive manufacturing of high-strength crack-free Ni-based Hastelloy X superalloy. *Additive Manufacturing* 2019;30:100919. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100919>.
- [207]Renuka Devi K, Raja A, Srinivasan K. Ultrasound assisted nucleation and growth characteristics of glycine polymorphs--a combined experimental and analytical approach. *Ultrason Sonochem* 2015;24:107–13. <https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2014.11.006>.
- [208]Virone C, Kramer H, van Rosmalen GM, Stoop AH, Bakker TW. Primary nucleation induced by ultrasonic cavitation. *Journal of Crystal Growth* 2006;294(1):9–15. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2006.05.025>.
- [209]Wei F, Cheng B, Chew LT, Lee JJ, Cheong KH, Wu J et al. Grain distribution characteristics and effect of diverse size distribution on the Hall–Petch relationship for additively manufactured metal alloys. *Journal of Materials Research and Technology* 2022;20:4130–6. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.09.006>.
- [210]Hall EO. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results. *Proc. Phys. Soc. B* 1951;64(9):747–53. <https://doi.org/10.1088/0370-1301/64/9/303>.
- [211]Rosenthal S, Platt S, Hölker-Jäger R, Gies S, Kleszczynski S, Tekkaya AE et al. Forming properties of additively manufactured monolithic Hastelloy X sheets. *Materials Science and Engineering: A* 2019. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.035>.
- [212]Keshavarzkermani A, Esmailizadeh R, Enrique P d., Asgari H, Zhou NY, Bonakdar A et al. Static recrystallization impact on grain structure and mechanical properties of heat-treated Hastelloy X produced via laser powder-bed fusion. *Materials Characterization* 2021;173:110969. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.110969>.
- [213]Jiang M, Devincre B, Monnet G. Effects of the grain size and shape on the flow stress: A dislocation dynamics study. *International Journal of Plasticity* 2019;113:111–24. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2018.09.008>.
- [214]Hermann Becker T, Dimitrov D. The achievable mechanical properties of SLM produced Maraging Steel 300 components. *Rapid Prototyping Journal* 2016;22(3):487–94. <https://doi.org/10.1108/RPJ-08-2014-0096>.
- [215]Kotzem D, Dumke P, Sepehri P, Tenkamp J, Walther F. Effect of miniaturization and surface roughness on the mechanical properties of the electron beam melted superalloy Inconel®718. *Prog Addit Manuf* 2020;5(3):267–76. <https://doi.org/10.1007/s40964-019-00101-w>.
- [216]Vayssette B, Saintier N, Brugger C, El May M, Pessard E. Numerical modelling of surface roughness effect on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V obtained by additive manufacturing. *International Journal of Fatigue* 2019;123:180–95. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.02.014>.

- [217] Lesyk DA, Martinez S, Pedash OO, Mordyuk BN, Dzhemelinskiy VV, Lamikiz A. Nickel Superalloy Turbine Blade Parts Printed by Laser Powder Bed Fusion: Thermo-Mechanical Post-processing for Enhanced Surface Integrity and Precipitation Strengthening. *J. of Mater Eng and Perform* 2022;31(8):6283–99. <https://doi.org/10.1007/s11665-022-06710-x>.
- [218] Zhihao F, Libin L, Longfei C, Yingchun G. Laser Polishing of Additive Manufactured Superalloy. *Procedia CIRP* 2018;71:150–4. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.05.088>.
- [219] Zhang T, Yuan L. Understanding surface roughness on vertical surfaces of 316 L stainless steel in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Powder Technology* 2022;411:117957. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.117957>.
- [220] Young ZA, Guo Q, Parab ND, Zhao C, Qu M, Escano LI et al. Types of spatter and their features and formation mechanisms in laser powder bed fusion additive manufacturing process. *Additive Manufacturing* 2020;36:101438. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101438>.
- [221] Zhang H, Vallabh CKP, Zhao X. Influence of spattering on in-process layer surface roughness during laser powder bed fusion. *Journal of Manufacturing Processes* 2023;104:289–306. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.08.058>.
- [222] Khan HM, Karabulut Y, Kitay O, Kaynak Y, Jawahir IS. Influence of the post-processing operations on surface integrity of metal components produced by laser powder bed fusion additive manufacturing: a review. *Machining Science and Technology* 2021;25(1):118–76. <https://doi.org/10.1080/10910344.2020.1855649>.
- [223] Platt S, Wegner J, Kleszczynski S, Witt G. Effect of scan strategy, re-melting and exposure time on the microstructure of stainless steel 17 - 4 PH fabricated by laser powder bed fusion of metals. In: *International Conference on Additive Technologies 2018*, p. 85–91.
- [224] Costa L, Reti T, Deus AM, Vilar R. Simulation of layer overlap tempering kinetics in steel parts deposited by laser cladding; 2002.
- [225] Yadollahi A, Shamsaei N, Thompson SM, Seely DW. Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering: A* 2015;644:171–83. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.07.056>.
- [226] Platt S, Kleszczynski S, Witt G. Einfluss von Belichtungsparametern und -strategien auf die Bruchdehnung während des pulverbettbasierten Schmelzens von Metallen. In: Kynast, Eichmann et al. (Hg.) 2019 – *RapidTech + FabCon 3.D*, Hanser Verlag, p. 183–196.
- [227] Li Y, Gu D. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder. *Materials & Design* 2014;63:856–67. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.07.006>.
- [228] Celada-Casero C, Sietsma J, Santofimia MJ. The role of the austenite grain size in the martensitic transformation in low carbon steels. *Materials & Design* 2019;167:107625. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107625>.
- [229] Bertsch KM, Meric de Bellefon G, Kuehl B, Thoma DJ. Origin of dislocation structures in an additively manufactured austenitic stainless steel 316L. *Acta Materialia* 2020;199:19–33. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.07.063>.

- [230]Sehrt J. Static Strength Analysis of Beam Melted Parts Depending on Various Influences. In: Bourell et al., editor. Proceedings of the 20th international Solid Freeform Fabrication Symposium; 2010, p. 407–414.
- [231]Raza T, Andersson J, Svensson L-E. Microstructure of Selective Laser Melted Alloy 718 in As-Manufactured and Post Heat Treated Condition. *Procedia Manufacturing* 2018;25:450–8. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.06.100>.
- [232]Hardin RA, Beckermann C. Effect of Porosity on Deformation, Damage, and Fracture of Cast Steel. *Metall Mater Trans A* 2013;44(12):5316–32. <https://doi.org/10.1007/s11661-013-1669-z>.
- [233]Kleszczynski S, Elspaß A. Influence of isolated structural defects on the static mechanical properties of PBF-LB/M components. *Procedia CIRP* 2020;94:188–93. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.09.036>.
- [234]DIN ISO 9276-1:2004-09, Darstellung der Ergebnisse von Partikelgrößenanalysen_- Teil_1: Grafische Darstellung (ISO_9276-1:1998). Berlin: Beuth Verlag GmbH. <https://doi.org/10.31030/9560648>.
- [235]Červinek O. COMPUTATIONAL MODELS FOR NON-LINEAR MECHANICAL LOADING ANALYSES OF LATTICE STRUCTURES MADE BY LASER POWDER BED FUSION 2022.
- [236]Ma Y, Evans TM, Philips N, Cunningham N. Numerical simulation of the effect of fine fraction on the flowability of powders in additive manufacturing. *Powder Technology* 2020;360:608–21. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.10.041>.
- [237]Brandau B, Da Silva A, Wilsnack C, Brueckner F, Kaplan AF. Absorbance study of powder conditions for laser additive manufacturing. *Materials & Design* 2022;216:110591. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110591>.
- [238]Ye J, Khairallah SA, Rubenchik AM, Crumb MF, Guss G, Belak J et al. Energy Coupling Mechanisms and Scaling Behavior Associated with Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing. *Adv. Eng. Mater.* 2019;21(7):1900185. <https://doi.org/10.1002/adem.201900185>.
- [239]Forien J-B, Calta NP, Depond PJ, Guss GM, Roehling TT, Matthews MJ. Detecting keyhole pore defects and monitoring process signatures during laser powder bed fusion: A correlation between in situ pyrometry and ex situ X-ray radiography. *Additive Manufacturing* 2020;35:101336. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101336>.
- [240]Chen P, Yang C, Li S, Attallah MM, Yan M. In-situ alloyed, oxide-dispersion-strengthened CoCrFeMnNi high entropy alloy fabricated via laser powder bed fusion. *Materials & Design* 2020;194:108966. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108966>.
- [241]Martinez R, Todd I, Mumtaz K. In situ alloying of elemental Al-Cu₁₂ feedstock using selective laser melting. *Virtual and Physical Prototyping* 2019;14(3):242–52. <https://doi.org/10.1080/17452759.2019.1584402>.
- [242]Huang S, Narayan RL, Tan JHK, Sing SL, Yeong WY. Resolving the porosity-unmelted inclusion dilemma during in-situ alloying of Ti₃₄Nb via laser powder bed fusion. *Acta Materialia* 2021;204:116522. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.116522>.

- [243]Haase C, Bültmann J, Hof J, Ziegler S, Bremen S, Hinke C et al. Exploiting Process-Related Advantages of Selective Laser Melting for the Production of High-Manganese Steel. *Materials* 2017;10(1). <https://doi.org/10.3390/ma10010056>.
- [244]Olakanmi EO, Cochrane RF, Dalgarno KW. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. *Progress in Materials Science* 2015;74:401–77. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2015.03.002>.
- [245]Chlebus E, Kuźnicka B, Kurzynowski T, Dybała B. Microstructure and mechanical behaviour of Ti–6Al–7Nb alloy produced by selective laser melting. *Materials Characterization* 2011;62(5):488–95. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2011.03.006>.
- [246]Hanzl P, Zetek M, Bakša T, Kroupa T. The Influence of Processing Parameters on the Mechanical Properties of SLM Parts. *Procedia Engineering* 2015;100:1405–13. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.01.510>.
- [247]Ponnusamy P, Rahman Rashid RA, Masood SH, Ruan D, Palanisamy S. Mechanical Properties of SLM-Printed Aluminium Alloys: A Review. *Materials* 2020;13(19). <https://doi.org/10.3390/ma13194301>.
- [248]Bleck W. New insights into the properties of high-manganese steel. *Int J Miner Metall Mater* 2021;28(5):782–96. <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2166-1>.
- [249]Yao MJ, Welsch E, Ponge D, Haghighat S, Sandlöbes S, Choi P et al. Strengthening and strain hardening mechanisms in a precipitation-hardened high-Mn lightweight steel. *Acta Materialia* 2017;140:258–73. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.049>.
- [250]Cooman BC de, Chin, KG, Kim J. High Mn TWIP steels for automotive applications. *New trends and developments in automotive system engineering* 2011(1):101–28.
- [251]Zhi H, Zhang C, Guo Z, Antonov S, Su Y. Outstanding Tensile Properties and Their Origins in Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steels with Gradient Substructures. *Materials* 2020;13(5). <https://doi.org/10.3390/ma13051184>.
- [252]Idrissi H, Renard K, Schryvers D, Jacques PJ. On the relationship between the twin internal structure and the work-hardening rate of TWIP steels. *Scripta Materialia* 2010;63(10):961–4. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.07.016>.
- [253]Sevsek S. "On the impact of micro- and nanostructural characteristics on the deformation behavior and mechanical properties of high- and medium-manganese steels": RWTH Aachen University; 2019.
- [254]Rahman KM, Vorontsov VA, Dye D. The effect of grain size on the twin initiation stress in a TWIP steel. *Acta Materialia* 2015;89:247–57. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.02.008>.
- [255]Dini G, Najafizadeh A, Ueji R, Monir-Vaghefi SM. Tensile deformation behavior of high manganese austenitic steel: The role of grain size. *Materials & Design (1980-2015)* 2010;31(7):3395–402. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.01.049>.
- [256]Bangaru NV, Krutenat RC. Diffusion coatings of steels: Formation mechanism and microstructure of aluminized heat-resistant stainless steels. *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics Processing and Phenomena* 1984;2(4):806–15. <https://doi.org/10.1116/1.582882>.

- [257] Yamamoto Y, Santella ML, Liu CT, Evans ND, Maziasz PJ, Brady MP. Evaluation of Mn substitution for Ni in alumina-forming austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering A* 2009;524(1-2):176–85. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.06.043>.
- [258] Sohn SS, Song H, Suh B-C, Kwak J-H, Lee B-J, Kim NJ et al. Novel ultra-high-strength (ferrite + austenite) duplex lightweight steels achieved by fine dislocation substructures (Taylor lattices), grain refinement, and partial recrystallization. *Acta Materialia* 2015;96:301–10. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.024>.
- [259] Vrancken B, Thijs L, Kruth J-P, van Humbeeck J. Microstructure and mechanical properties of a novel β titanium metallic composite by selective laser melting. *Acta Materialia* 2014;68:150–8. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.01.018>.
- [260] Kwok T, Rahman KM, Xu X, Bantounas I, Kelleher JF, Dasari S et al. Design of a high strength, high ductility 12 wt% Mn medium manganese steel with hierarchical deformation behaviour. *Materials Science and Engineering A* 2020;782:139258. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139258>.
- [261] Chmielewska A, Wysocki B, Buhagiar J, Michalski B, Adamczyk-Cieślak B, Gloc M et al. In situ alloying of NiTi: Influence of laser powder bed fusion (LBPF) scanning strategy on chemical composition. *Materials Today Communications* 2022;30:103007. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.103007>.
- [262] Keshava SL, Gopala K, Venkataramaiah P. Decay energy of ^{55}Fe from its inner bremsstrahlung spectrum. *Pramana - J Phys* 2001;56(6):735–44. <https://doi.org/10.1007/s12043-001-0074-0>.
- [263] Zhang Y, Evans JRG, Yang S. Corrected Values for Boiling Points and Enthalpies of Vaporization of Elements in Handbooks. *J. Chem. Eng. Data* 2011;56(2):328–37. <https://doi.org/10.1021/je1011086>.
- [264] Klapczynski V, Courtois M, Meillour R, Bertrand E, Le Maux D, Carin M et al. Temperature and time dependence of manganese evaporation in liquid steels. Multiphysics modelling and experimental confrontation. *Scripta Materialia* 2022;221:114944. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2022.114944>.
- [265] Raghavan V. Effect of manganese on the stability of austenite in Fe-Cr-Ni alloys. *Metall Mater Trans A* 1995;26(2):237–42. <https://doi.org/10.1007/BF02664662>.
- [266] Platt S, Schnell N, Witt G, Kleszczynski S. Additive Manufacturing of Hybrid Sandwich Sheets by Laser Powder Bed Fusion of Metals. *Proceedings of the 34th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium 2023* 2023:1706–17.
- [267] Ali H, Ghadbeigi H, Mumtaz K. Effect of scanning strategies on residual stress and mechanical properties of Selective Laser Melted Ti6Al4V. *Materials Science and Engineering A* 2018;712:175–87. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.103>.
- [268] Simson T, Emmel A, Dwars A, Böhm J. Residual stress measurements on AISI 316L samples manufactured by selective laser melting. *Additive Manufacturing* 2017;17:183–9. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.07.007>.

- [269]Mugwagwa L, Dimitrov D, Matope S, Yadroitsev I. Influence of process parameters on residual stress related distortions in selective laser melting. *Procedia Manufacturing* 2018;21:92–9. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.02.099>.
- [270]Levkulich NC, Semiatin SL, Gockel JE, Middendorf JR, DeWald AT, Klingbeil NW. The effect of process parameters on residual stress evolution and distortion in the laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V. *Additive Manufacturing* 2019;28:475–84. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.05.015>.
- [271]Magana-Carranza R, Sutcliffe CJ, Patterson EA. The effect of processing parameters and material properties on residual forces induced in Laser Powder Bed Fusion (L-PBF). *Additive Manufacturing* 2021;46:102192. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102192>.
- [272]Sabooni S, Chabok A, Feng SC, Blaauw H, Pijper TC, Yang HJ et al. Laser powder bed fusion of 17–4 PH stainless steel: A comparative study on the effect of heat treatment on the microstructure evolution and mechanical properties. *Additive Manufacturing* 2021;46:102176. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102176>.
- [273]Rashid R, Masood SH, Ruan D, Palanisamy S, Rahman Rashid RA, Brandt M. Effect of scan strategy on density and metallurgical properties of 17-4PH parts printed by Selective Laser Melting (SLM). *Journal of Materials Processing Technology* 2017;249:502–11. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.06.023>.
- [274]Shange M, Yadroitsava I, Du Plessis A, Yadroitsev I. Roughness and Near-Surface Porosity of Unsupported Overhangs Produced by High-Speed Laser Powder Bed Fusion. *3D Printing and Additive Manufacturing* 2022;9(4):288–300. <https://doi.org/10.1089/3dp.2020.0097>.
- [275]Liu W, Chen C, Shuai S, Zhao R, Liu L, Wang X et al. Study of pore defect and mechanical properties in selective laser melted Ti6Al4V alloy based on X-ray computed tomography. *Materials Science and Engineering A* 2020;797:139981. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139981>.
- [276]Wei LC, Ehrlich LE, Powell-Palm MJ, Montgomery C, Beuth J, Malen JA. Thermal conductivity of metal powders for powder bed additive manufacturing. *Additive Manufacturing* 2018;21:201–8. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.02.002>.
- [277]Cheng B, Lane B, Whiting J, Chou K. A Combined Experimental-Numerical Method to Evaluate Powder Thermal Properties in Laser Powder Bed Fusion. *J. Manuf. Sci. Eng* 2018;140(11). <https://doi.org/10.1115/1.4040877>.
- [278]Wegner J, Best JP, Schnell N, Kleszczynski S. Structural deviations of bulk metallic glasses in downfacing surfaces fabricated via Laser Powder Bed Fusion. *Procedia CIRP* 2022;111:105–10. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.08.147>.
- [279]Mirkoohi E, Dobbs JR, Liang SY. Analytical mechanics modeling of in-process thermal stress distribution in metal additive manufacturing. *Journal of Manufacturing Processes* 2020;58:41–54. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.08.009>.
- [280]Schnell N, Schoeler M, Witt G, Kleszczynski S. Experimental and numerical thermal analysis of the laser powder bed fusion process using in situ temperature measurements of geometric primitives. *Materials & Design* 2021;209:109946. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109946>.

- [281]Khan HM, Dirikolu MH, Koç E. Parameters optimization for horizontally built circular profiles: Numerical and experimental investigation. *Optik* 2018;174:521–9. <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2018.08.095>.
- [282]Mukherjee T, Zhang W, DebRoy T. An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing. *Computational Materials Science* 2017;126:360–72. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2016.10.003>.
- [283]Langhorst M. Beherrschung von Schweißverzug und Schweißseignspannungen: TECHNISCHE UNIVERSITÄT MÜNCHEN; 2015.
- [284]Vollertsen F. Laserstrahlumformen, lasergestützte formgebung: verfahren, mechanismen, modellierung. Meisenbach; 1996.
- [285]Poovazhagan L, Kalaichelvan K, Sornakumar T. Processing and Performance Characteristics of Aluminum-Nano Boron Carbide Metal Matrix Nanocomposites. *Materials and Manufacturing Processes* 2016;31(10):1275–85. <https://doi.org/10.1080/10426914.2015.1026354>.
- [286]Jan Wegner. Funktionalisierung der prozessinhärenten Abkühlraten des Laser-Strahlschmelzens zur Verarbeitung metallischer Massivgläser. Duisburg: Universität Duisburg-Essen; 2023.
- [287]Saeed-Akbari A, Imlau J, Prah U, Bleck W. Derivation and Variation in Composition-Dependent Stacking Fault Energy Maps Based on Subregular Solution Model in High-Manganese Steels. *Metall Mater Trans A* 2009;40(13):3076–90. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-0050-8>.
- [288]Heinrich L, Feldhausen T, Saleeby K, Kurfess T, Saldaña C. Build plate conduction cooling for thermal management of wire arc additive manufactured components. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2023;124(5-6):1557–67. <https://doi.org/10.1007/s00170-022-10558-9>.
- [289]Ghanbari J, Panirani PN. A hybrid bio-inspired sandwich structures for high strain rate energy absorption applications. *Sci Rep* 2024;14(1):2865. <https://doi.org/10.1038/s41598-024-53521-2>.

10. Abbildungsverzeichnis

Bild 1-1: Einnahmen des gesamten AM-Marktes nach [5] in a) und die Anzahl an verkauften Metall-AM-Anlagen zwischen 2002 und 2023 nach [7] in b).	1
Bild 1-2: Schematischer Vergleich zwischen der neuen AM-Umform-Route und einer klassischen AM-Fertigungsroute aus [13].	3
Bild 2-1: Schematische Darstellung der sich bis zum vollständigen Aufbau des Bauteils wiederholenden drei Schritte Beschichten, Belichten und Absenken des PBF-LB/M-Prozesses.	7
Bild 2-2: Darstellung der zur Verfügung stehenden Prozessparameter des PBF-LB/M-Prozesses aus [36].	8
Bild 2-3: Schematische Darstellung der Belichtungsstrategien Streifen- und Schachbrettbelichtung mit Unterteilung des Querschnitts in Teilbereiche.	10
Bild 2-4: Schematische Darstellung der resultierenden Marangoni-Strömung als auswärts und inwärts gerichtete Strömungen nach [62].	11
Bild 2-5: Darstellung von Keyhole-Poren (rote Markierungen) in a) [48] und Vergleich einer gleichförmigen Schmelzbahn und dem Balling in b) [52].	12
Bild 2-6: Schematische Darstellung des Zusammenhangs von Temperaturgradient G und Wachstumsrate R auf die resultierende Mikrostruktur.	13
Bild 2-7: EBSD Mapping einer AlSi10Mg-Legierung parallel zur Aufbaurichtung (links) und quer zur Aufbaurichtung (rechts) aus [75].	13
Bild 2-8: Vergleich der Kornorientierung und effektiven Korngröße von horizontalen und vertikalen Zugproben während der PBF-LB/M-Fertigung und des Zugversuchs.	15
Bild 2-9: Schematische Darstellung des Einflusses der Schicht-Schicht- und der Spur-Spur-Grenzen auf die Rissbildung während des Zugversuchs laut [87].	16
Bild 2-10: Lack-of-Fusion-Defekt bei einer im PBF-LB/M-Prozess hergestellten und geätzten Ni-Basis-Legierung.	17
Bild 2-11: Mechanismen zur Haftung zwischen zwei Pulverpartikeln in Anlehnung an [91].	19
Bild 2-12: Einfluss verschiedener Legierungselemente auf die SFE am Beispiel eines Fe ₂₂ Mn _{0,6} C ₁ HMnS nach [129].	25
Bild 2-13: Zusammenhang zwischen Al- und Mn-Gehalt und deren Auswirkung auf den dominierenden Verformungsmechanismus in Anlehnung an [118].	26
Bild 2-14: Auswirkung unterschiedlicher Korngrößen (1 – 300 μm) auf die resultierende SFE eines HMnS in Abhängigkeit von unterschiedlichen Mn-Gehältern aus [132].	26
Bild 2-15: Schematische Darstellung des direkten und indirekten Effekts bei piezoelektrischen Materialien in Anlehnung an [139]. Mit 1 ist die jeweilige initiale Anregung, mit 2 der resultierende Effekt gekennzeichnet.	28
Bild 2-16: Schematische Darstellung des unterstützten Schweißens und des dabei entstehenden Prinzips der Kornvermehrung durch Fragmentierung entstehender Dendriten in a) und der kavitationsinduzierten Keimbildung in b) (Abgewandelt aus [146]).	30

Bild 2-17: Elementverteilung bei einem AlCoCuFeNi high-entropy alloy ohne US-Anregung (links) und mit US-Anregung (rechts) [151].	31
Bild 4-1: SLM 280 HL PBF-LB/M-Anlage.	35
Bild 4-2: EOSINT M290 PBF-LB/M-Anlage.	36
Bild 4-3: EOSINT M270 PBF-LB/M-Anlage.	37
Bild 4-4: Aufbau zur Absorptionsmessung in der PBF-LB/m-Anlage SLM 280 HL.	40
Bild 4-5: Schematische Darstellung der Energiebilanz während der Absorptionsmessung (Bilanzgrenzen rot gestrichelt dargestellt).	41
Bild 4-6: Versuchsaufbau zur Realisierung des Fertigungskonzeptes zur US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung an der SLM 280 HL-Anlage (In Anlehnung an [177]).	43
Bild 4-7: Versuchsaufbau zur Durchführung der HSK-Aufnahmen während der US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung an der SLM 280 HL-Anlage (In Anlehnung an [177]).	44
Bild 4-8: Schematische Darstellung des in eine eos M270 PBF-LB/M-Maschine integrierten Vakuum-Spannsystems.	46
Bild 4-9: Aufbau zur In-situ-Temperaturmessung. Eine detaillierte Beschreibung des Aufbaus ist in [182] zu finden.	47
Bild 4-10: Darstellung der verwendeten Kerngeometrien HC und HDP als Einzelzellen in a) und das für die numerische Analyse verwendete Modell bestehend aus dem 200 mm x 200 mm gewalzten Blech und der darauf aufgebauten Kernstruktur mit einer Fläche von 105 mm x 35 mm in b). Die Kernstruktur beinhaltet dabei ein je nach Parametersatz 20 µm bzw. 40 µm dickes oberes Deckblech.	48
Bild 4-11: Schematische Darstellung der Schliffebene, Längs- und Querschliff (türkisfarbene Pfeile beschreiben den jeweiligen Blickwinkel).	49
Bild 4-12: Rasterelektronenmikroskop JSM-IT500LV des Herstellers JOEL.	52
Bild 4-13: Röntgendiffraktometer X'Pert Pro des Herstellers PANalytical.	52
Bild 4-14: a) Zugprobengeometrie nach DIN 50125 Form B (B5 x 25) und b) verwendete Zugprobengeometrie nach DIN 50125 Form E in Dicke: 1,5 mm, alle Angaben in mm [190].	53
Bild 5-1: Darstellung der Belichtungsstrategie sowie die verwendeten Fertigungsparameter in a) mit Laserleistung PL, Scangeschwindigkeit vS und effektivem Fokussdurchmesser dF sowie Darstellung der aufgebauten Proben in Draufsicht (rote Pfeile zeigen die belichteten Schmelzbahnen an) und unten rechts in Seitenansicht in b).	56
Bild 5-2: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Einzelbahnen ohne US-Anregung (oUS) in a) und c) sowie Einzelbahnen mit US-Anregung (US) in b) und d) in unterschiedlichen Vergrößerungen.	56
Bild 5-3: Geätzte Mikrostrukturaufnahmen der aufgebauten Proben. a) ohne US-Anregung und b) mit US-Anregung. Die Schmelzbadgrenzen sind schwarz-gestrichelt, der Übergang zwischen feiner und gerichteter Kornform ist blau-gestrichelt dargestellt. Rote Rechtecke zeigen die Position der Detaildarstellung in Bild 5-4 an.	57
Bild 5-4: Geätzte Mikrostrukturaufnahmen der aufgebauten Proben. a) ohne US-Anregung und b) mit US-Anregung. Die Schmelzbadgrenzen sind schwarz-gestrichelt, der Übergang zwischen feiner und gerichteter Kornform ist blau-gestrichelt dargestellt.	58

Bild 5-5: HSK-Aufnahmen einer applizierten Pulverschicht zum Start der US-Anregung ($t = 0$ ms), nach 150 ms und nach 300 ms (freigelegte Pulverschicht rot markiert).....	59
Bild 5-6: Schematische Darstellung des ausgewählten Fertigungskonzepts für den PBF-LB/M-Aufbau unter US-Anregung. In orange dargestellt sind die entstehenden Schmelzbadgeometrien. Die schwarzen Pfeile stellen die Scanlinien dar.	60
Bild 5-7: Geätzte Schliiffproben der oUS-Proben in a) und c) sowie der US-Proben in b) und d). Mit roten Pfeilen markiert sind die SDAs der US-Proben.....	61
Bild 5-8: Darstellung der EBSD-Analysen der oUS- und der US-Proben als EBSD-Mapping in a) und als Darstellung der Groß-, Mittel- und Kleinwinkelkorngrenzen in b). Jeweils in lila markiert sind kleine Korncluster mit von der Umgebung abweichender Orientierung. Die entsprechende Häufigkeit der unterschiedlichen Korngrenzarten ist in c) die Auswertung der Häufigkeitsverteilung des äquivalenten Kreisdurchmessers in d).....	63
Bild 5-9: Darstellung der mechanischen Eigenschaften für Referenz- und US-Proben in horizontaler (hor) und vertikaler (ver) Ausrichtung mit der Zugfestigkeit in a), der Dehngrenze in b), der Bruchdehnung in c) und der Gleichmaßdehnung in d). Zur Verdeutlichung sind in den Kästen die jeweils absoluten Unterschiede zwischen horizontaler und vertikaler Ausrichtung in schwarz für die Referenzproben und in rot für die US-Proben benannt.	66
Bild 5-10: Darstellung der Anisotropie und der relativen Reduzierung der Anisotropie der betrachteten mechanischen Kennwerte.	67
Bild 5-11: Vergleich der Anisotropie der betrachteten mechanischen Kennwerte zwischen den in dieser Arbeit aufgebauten US-Proben und Literaturwerten von Keshavarzkermani et al. [212] sowie Rosenthal et al. [211] (Alle PBF-LB/M-Hastelloy X).	68
Bild 5-12: Gemittelte Rautiefe R_z und Mittenrauwert R_a der Referenz oUS- und der US-Probe.	70
Bild 5-13: Schematische Darstellung einer erhöhten Oberflächenrauheit bei Verwendung hoher Energiedichten nach [219]. In a) Entstehung des Denudations-Bereichs nach mehreren Schichten. b) beschreibt die sukzessive Entstehung eines Schmelzbadausläufers und die Verstärkung des Denudations-Bereichs. Eine weitere Verstärkung des Effektes findet sich in c).	70
Bild 6-1: XRD-Diffraktogramme der unterschiedlichen Belichtungsstrategien ST und SB für die Zykluszeiten 20 s und 160 s.....	74
Bild 6-2: Schweißbilder der aus Tabelle 6-1 ausgewählten Prozessparameter.	76
Bild 6-3: XRD-Diffraktogramme der ausgewählten Parametersätze mit reduzierter Laserleistung (115 W; 700 mm/s) und erhöhter Scangeschwindigkeit (195 W; 1600 mm/s).	78
Bild 6-4: Schematische Darstellung zum Einfluss der reduzierten Korngröße in a) und dem erhöhten globalen Temperaturniveau in b) im Zusammenhang mit der MS. In a) ist die durch die Reduzierung der Korngröße hervorgerufene Senkung der MS in Rot dargestellt. In b) ist das steigende Temperaturniveau in Rot dargestellt.	79
Bild 6-5: Vergleich der ermittelten Bruchdehnungswerte der Parametersätze mit reduzierter Laserleistung (115 W; 700 mm/s) und erhöhter Scangeschwindigkeit (195 W; 1600 mm/s) mit den Referenzwerten aus [230] (rot gestrichelte Linie) und Aufnahmen der exemplarische Bruchstellen der analysierten Zugproben.....	80

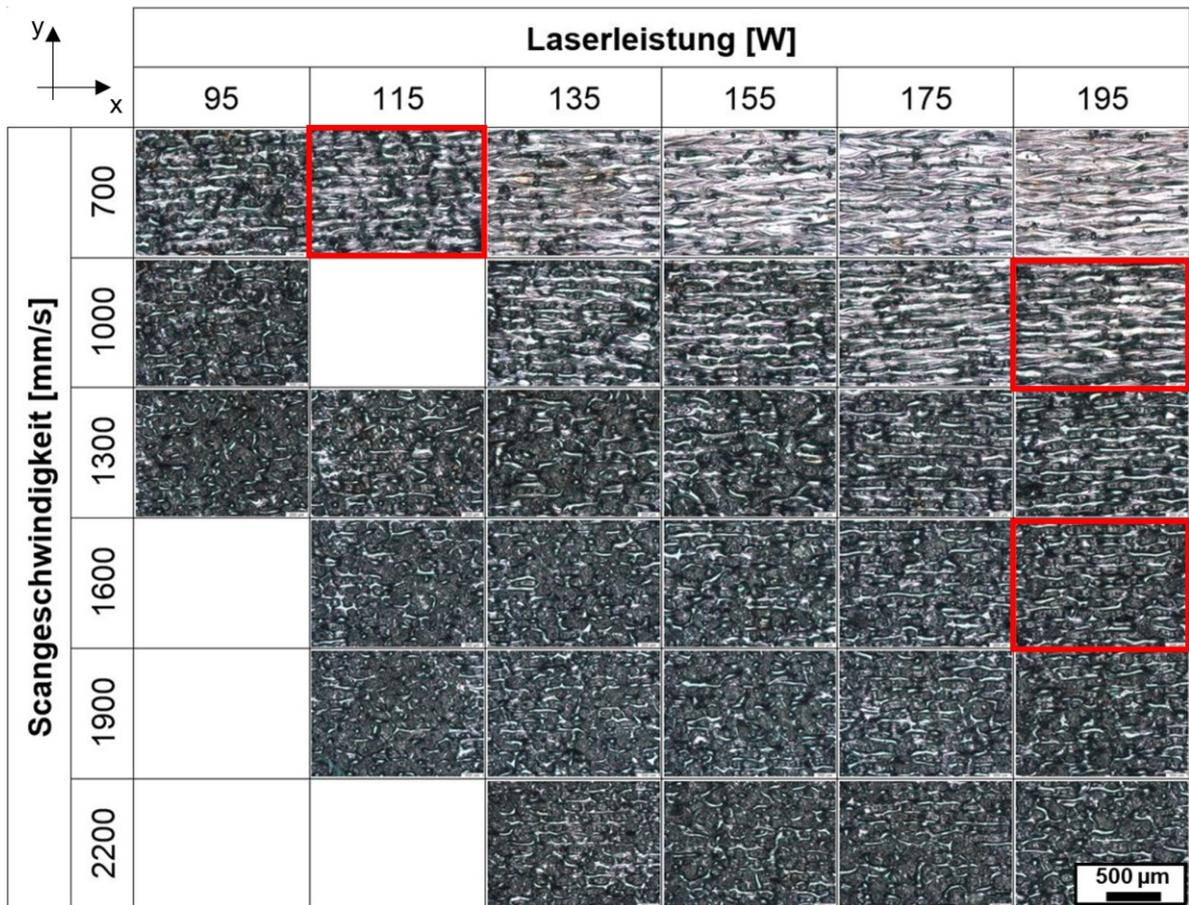
Bild 6-6: Ergebnisse der bildgestützten Dichteanalyse der untersuchten Parametersätze und deren exemplarischen Schlibfbilder.....	81
Bild 6-7: Summenverteilung des nicht auflegierten HMnS, des HMnS + 5 wt.-% Al und des HMnS + 10 wt.-% Al.....	84
Bild 6-8: Lawinenwinkel (schwarz) und Oberflächenfraktal (rot) für die untersuchten Pulvermischungen HMnS-Derivate. Die nach [168] definierten Grenzwerte für gute Fließfähigkeit sind als übereinanderliegende horizontale Linie für den Lawinenwinkel (schwarz gestrichelt, <math><49^\circ</math>) und das Oberflächenquartal (rot gestrichelt, <math><5</math>) dargestellt.....	85
Bild 6-9: Absorptionskoeffizient des nicht auflegierten HMnS sowie des HMnS + 3,5 wt.-% Al, HMnS + 5,0 wt.-% Al und des HMnS + 10,0 wt.-% Al.....	87
Bild 6-10: Relative Dichte über die Volumenenergiedichte des nicht auflegierten HMnS (Viereck mit blauer Gerade) und des HMnS + 5 wt.-% Al (Kreise mit roter Ausgleichskurve).....	89
Bild 6-11: Schlibfbilder der HMnS + 5 wt.-% Al-Legierung bei 120 W und 500 mm/s, 600 mm/s, 700 mm/s und 800 mm/s in a), b), c) und d).....	90
Bild 6-12: Zugfestigkeit (schwarz) und Bruchdehnung (rot) des nicht auflegierten HMnS über die Polarwinkel 0° , 45° und 90°	92
Bild 6-13: Spannungs-Dehnungs-Diagramm exemplarischer Zugproben des HMnS in den Polarwinkeln 0° , 45° und 90°	93
Bild 6-14: Zugfestigkeit (schwarz) und Bruchdehnung (rot) der Zugproben des HMnS, HMnS + 3,5 wt.-% Al und HMnS + 5,0 wt.-% Al für einen Polarwinkel von 0°	94
Bild 6-15: Zugfestigkeit (schwarz) und Bruchdehnung (rot) der Zugproben des HMnS + 3,5 wt.-% Al für die Polarwinkel 0° , 45° und 90°	95
Bild 6-16: Spannungs-Dehnungs-Diagramm des HMnS und des HMnS + 3,5 wt.-% Al in den Polarwinkeln 0° , 45° und 90° im Vergleich.....	96
Bild 6-17: EBSD-Mapping mit IPF in a) aus [251] und in b) EBSD-Mapping mit IPF der HMnS + 3,5 wt.-% Al-Zugproben im Polarwinkel 90° nach der Verformung. Mit gelben Pfeilen sind die entstandenen Verformungszwillinge gekennzeichnet.....	97
Bild 6-18: Zugfestigkeit (schwarz) und Bruchdehnung (rot) der unter US aufgebauten HMnS + 3,5 wt.-% Al-Legierung (HMnS + 3,5 Al + US) im Vergleich zum Referenzmaterial HMnS und demselben Werkstoff ohne US-Anregung während des Aufbaus (HMnS + 3,5 Al). Alle Zugproben wurden horizontal aufgebaut (0° -Polarwinkel).....	98
Bild 6-19: Vergleich der Proben HMnS, HMnS + 3,5 Al und der mit US-Anregung aufgebauten Probe HMnS + 3,5 Al + US in 0° -Ausrichtung.....	99
Bild 6-20: Ergebnisdarstellung der Kornanalyse in a) und der resultierenden Phasenzusammensetzung in b) für die HMnS + 3,5 wt.-% Al + US-Proben. In c) sind exemplarische Aufnahmen der Phasenzusammensetzung für die HMnS + 3,5 wt.-% Al-Proben ohne US-Anregung (oUS) und mit US-Anregung (US) abgebildet. Mit Rot ist dabei die austenitische kfz- und mit Gelb die krz-Phase gekennzeichnet.....	100
Bild 6-21: REM-Aufnahme (links) und resultierende Phasenzusammensetzung (rechts) einer mit US angeregten HMnS + 3,5 wt.-% Al-Probe. In schwarz gestrichelt sind die erkennbaren	

Schmelzbadgrenzen dargestellt. Mit Rot ist die austenitische kfz- und mit Gelb die krz-Phase gekennzeichnet.	101
Bild 6-22: Aufgebaute Hybrid-Sandwichbleche mit einer Kantenlänge von 35 mm x 35 mm (a-c) und 105 mm x 35 mm (d-f). Geometriezeichnung in der oberen linken Ecke. d) nach dem Aufbau in der Maschine, der rote Pfeil zeigt Überhöhungen an. e) vollständig aufgebautes Hybrid-Sandwichblech, der rote Pfeil zeigt eine überhöhte Kante an. f) thermisch bedingte Verformung des gewalzten Blechs nach dem Aufbau, dargestellt durch rote Pfeile.	105
Bild 6-23: Schliffbilder und Dichteanalyse der Hybrid-Sandwichbleche. Beispielhafte Darstellung der Wandgeometrien mit grün dargestellter Nenngröße (a), des Deckbleches mit grün dargestellter Nenngröße (b) und der resultierenden relativen Dichten (c). Geätzte Wandgeometrie mit der resultierenden Eindringtiefe in rot markiert (d).	106
Bild 6-24: Veranschaulichung der Temperatur- und Flächenänderung über die Aufbauhöhe für die Parameter Ref und E_{V-} . Zu beachten ist die verdoppelte Schichtdicke des Parameters E_{V-} , was zu einer Reduzierung der Messpunkte führt. Die verschiedenen signifikanten Bereiche der aufgebauten HC-Struktur sind in der oberen linken Ecke eingezeichnet.	108
Bild 6-25: Darstellung der resultierenden Verschiebung für die HC-Kernstruktur bei Belichtung mit den Parametern Ref (links) und E_{V-} (rechts) in der x-y- und x-z-Ebene direkt nach der Belichtung (Skalierungsfaktor 10).	110
Bild 6-26: Darstellung der resultierenden Verschiebung für die HDP-Kernstruktur bei Belichtung mit den Parametern Ref (links) und E_{V-} (rechts) in der x-y- und x-z-Ebene direkt nach der Belichtung (Skalierungsfaktor 10).	110
Bild 6-27: Darstellung der resultierenden Verschiebung des unteren Blechs in z-Richtung in a), maximale Temperatur im oberen Blech (T_{oben}) und im unteren gewalzten Blech (T_{unten}) in b).	111
Bild 6-28: Schaubild zu thermisch induzierten Spannungen bei der Erwärmung und Abkühlung sowie der daraus resultierenden Verformung aus [283].	112
Bild 6-29: Darstellung der resultierenden Verschiebung (mit roten Linien gekennzeichnet) für die HC- und die HDP-Kernstruktur bei Belichtung mit reduzierter Energie (E_{V-}) in der y-z-Ebene zum Zeitpunkt des Belichtungsendes und 15 s nach der Belichtung (Skalierungsfaktor 10).	113
Bild 6-30: Im PBF-LB/M-Prozess hergestelltes hybrides Sandwichblech nach der Umformung.	114
Bild 8-1: Schematische Darstellung einer radialen Anordnung von US-Wandler in a), Beispiel eines energieabsorbierenden Sandwichbleches aus [289] und Darstellung neuer bio-inspirierter Kernstrukturen zur gesteigerten Energieaufnahme aus [289].	119

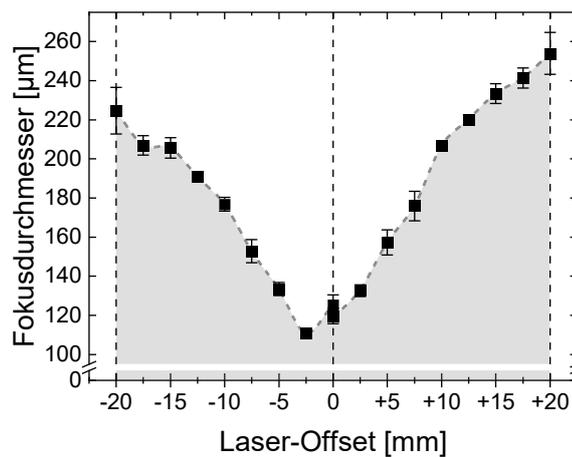
11. Tabellenverzeichnis

Tabelle 4-1: Steckbrief SLM 280 HL PBF-LB/M-Anlage.	35
Tabelle 4-2: Steckbrief EOS M290 PBF-LB/M-Anlage.....	36
Tabelle 4-3: Steckbrief eos M270 PBF-LB/M-Anlage.....	37
Tabelle 4-4: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 2.4665 nach [161].	38
Tabelle 4-5: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 1.4542 nach [162].	38
Tabelle 4-6: Chemische Zusammensetzung und Stapelfehlerenergie (SFE) des HMnSs.	38
Tabelle 4-7: Eigenschaften des Aluminiumpulvers.	39
Tabelle 4-8: Versuchsparameter der durchgeführten Fließfähigkeitsanalysen.	40
Tabelle 4-9: Fertigungsparameter zur Absorptionsmessung.	41
Tabelle 4-10: Stoffwerte der einzelnen Legierungselemente für die Berechnung des jeweiligen cP des HMnS und der auflegierten HMnS-Varianten aus [174–176].	42
Tabelle 4-11: Eigenschaften der verwendeten Kerngeometrien zur PBF-LB/M-Fertigung der hybriden Sandwichbleche.	45
Tabelle 4-12: Materialkennwerte der durchgeführten numerischen Untersuchungen (Materialkennwert aus [183] für 1.4542 und basierend auf Berechnungen mit der Software JMatPro Vers. 10.1 [184] für DC01).	48
Tabelle 4-13: Simulationsparameter der durchgeführten numerischen Untersuchungen.	48
Tabelle 4-14: Parameter des elektrolytischen Ätzvorgangs.	51
Tabelle 5-1: Fertigungsparameter zur Doppelbelichtung unter US-Anregung.	60
Tabelle 5-2: Fertigungsparameter der Referenzproben.	64
Tabelle 6-1: Verwendete Belichtungsparameter und die daraus resultierenden EV. In grün hinterlegt ist die EV des Referenz-Parametersatzes für 1.4542 bei einem Fokusdurchmesser von ca. 100 µm bei einer Plattformtemperatur von 80 °C.	76
Tabelle 6-2: Durchgeführte Untersuchungen und dabei verwendete Al-Zugaben.	83
Tabelle 6-3: Ermittelte Prozessparameter zur Verarbeitung des nicht auflegierten HMnS innerhalb des PBF-LB/M-Prozesses.	88
Tabelle 6-4: Ermittelte Prozessparameter zur Verarbeitung der auflegierten HMnS-Pulvermischungen.	91
Tabelle 6-5: Verwendete Belichtungsparameter zur US-unterstützten PBF-LB/M-Fertigung eines auflegierten HMnS.	98
Tabelle 6-6: Verwendete Belichtungsparameter zur PBF-LB/M-Fertigung der hybriden Sandwichbleche.	104

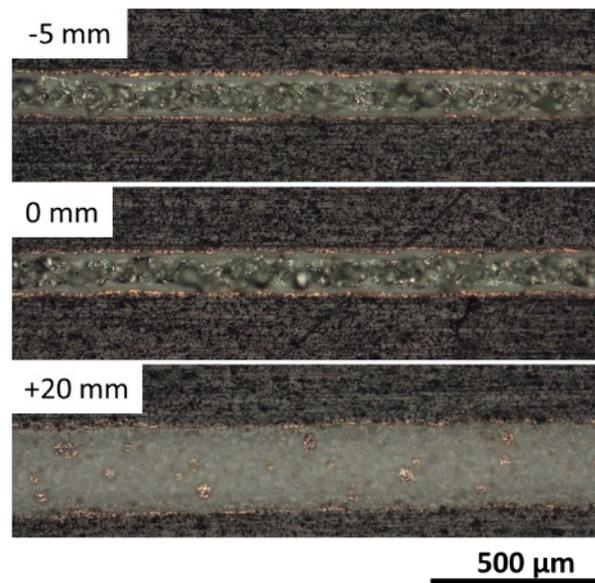
12. Anhang



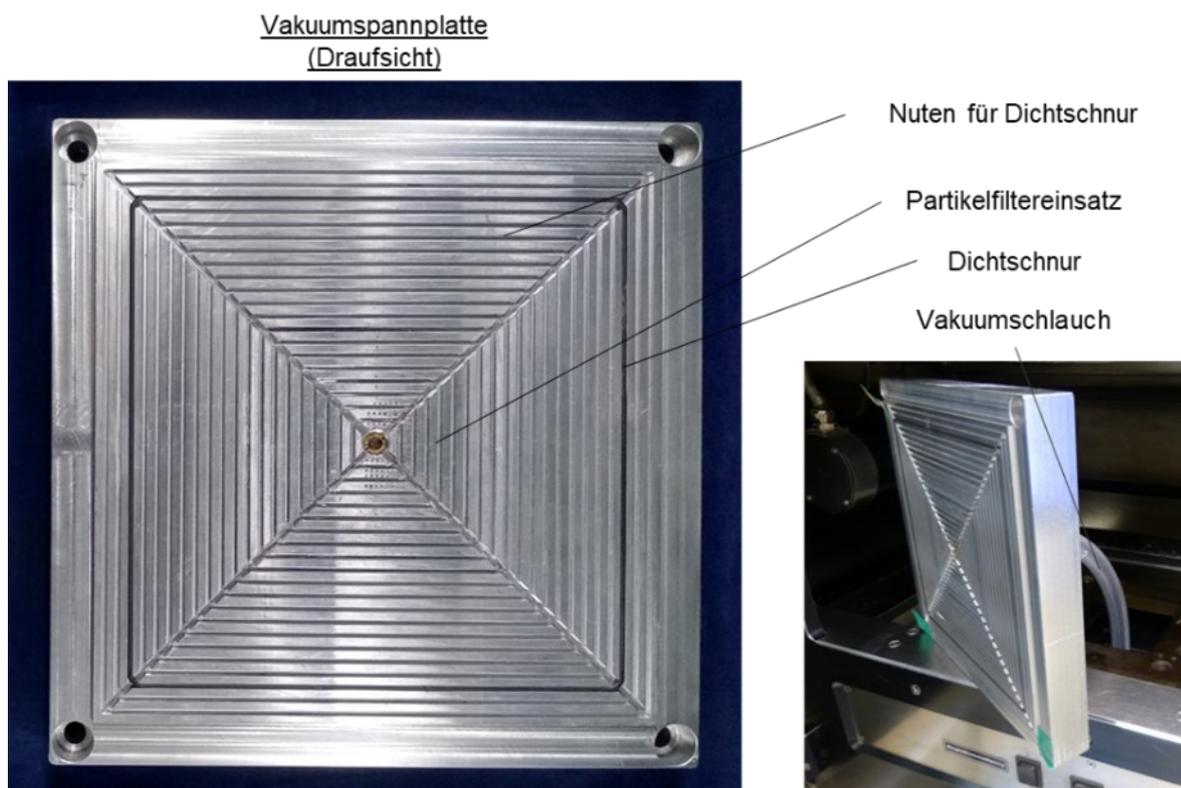
Anhang A - 1: Lichtmikroskopische Schweißbildanalyse für unterschiedliche Parameterkombinationen (In rot markiert sind die zur XRD-Analyse ausgewählten Proben). Die Parameterkombination 115 W und 1000 mm/s konnte nicht vollständig aufgebaut werden.



Anhang A - 2: Auswirkung des Laser-Offsets auf den Fokusbereich an der PBF-LB/M-Anlage SLM 280 HL der Firma SLM Solutions GmbH

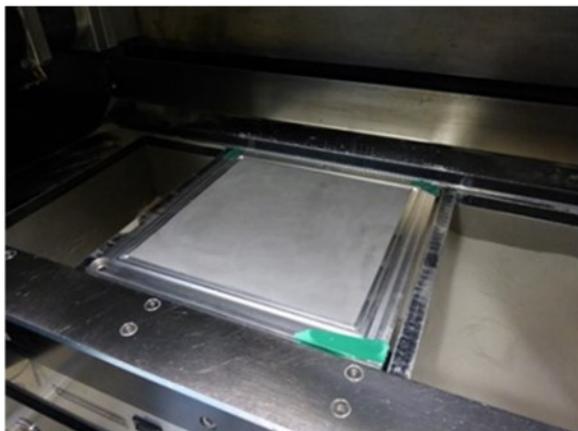


Anhang A - 3: Lichtmikroskop-Aufnahmen für einen Laser-Offset von -5 mm, 0 mm und +20 mm

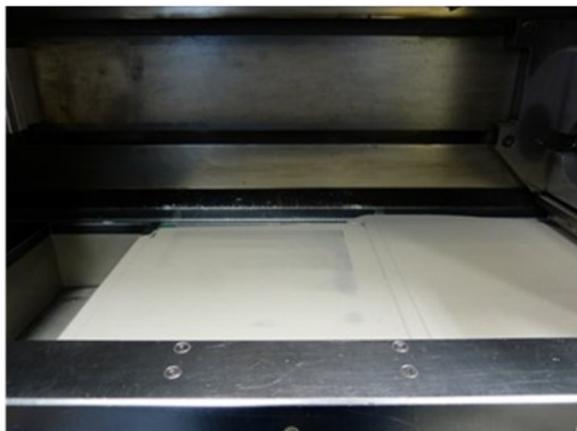


Anhang A - 4: Abbildung der Vakuumschleibe zur Fertigung von hybriden Sandwichblechen im PBF-LB/M-Prozess

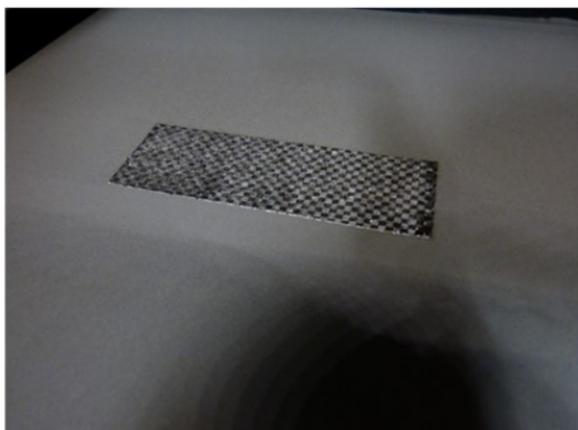
a)



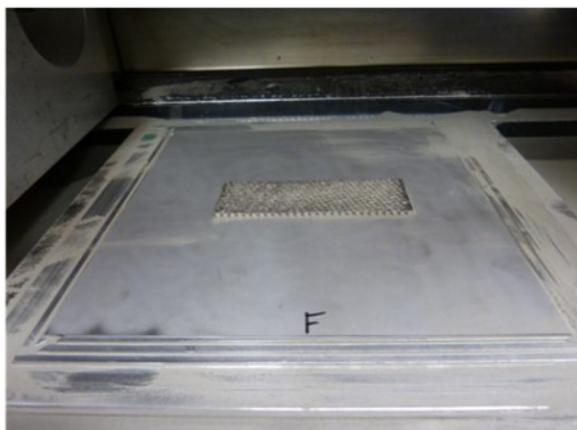
b)



c)



d)



Anhang A - 5: Bilder zur PBF-LB/M-Fertigung der hybriden Sandwichbleche mit dem gespannten gewalzten unteren Deckblech in a), mit initialer Pulverschicht in b) sowie dem vollständig aufgebauten hybriden Sandwichblech in c) und d)

13. Publikationsverzeichnis

- [P1] Platt, S.; Wegner, J.; Kleszczynski, S.; Witt, G.: Effect of scan strategy, re-melting and exposure time on the microstructure of stainless steel 17 - 4 PH fabricated by laser powder bed fusion of metals. In: International Conference on Additive Technologies 2018, S. 85–91.
- [P2] Rosenthal, Stephan; Platt, Sebastian; Hölker-Jäger, Ramona; Gies, Soeren; Kleszczynski, Stefan; Tekkaya, A. Erman; Witt, Gerd (2019): Forming properties of additively manufactured monolithic Hastelloy X sheets. In: Materials Science and Engineering: A. DOI: 10.1016/j.msea.2019.03.035.
- [P3] Platt, Sebastian; Kleszczynski, Stefan; Witt, Gerd: Einfluss von Belichtungsparametern und -strategien auf die Bruchdehnung während des pulverbettbasierten Schmelzens von Metallen. In: Kynast, Eichmann et al. (Hg.) 2019 – RapidTech + FabCon 3.D, Hanser Verlag, S. 183–196.
- [P4] Wegner, Jan; Fehr, Alexander; Platt, Sebastian; Kleszczynski, Stefan; Witt, Gerd; Tillmann, Wolfgang (2020): Diamond-impregnated 316L metal matrix composites fabricated by powder bed fusion with laser beam - Influences of the energy input on the microstructural properties. In: Diamond and Related Materials 109, S. 108040. DOI: 10.1016/j.diamond.2020.108040.
- [P5] Wegner, Jan; Frey, Maximilian; Piechotta, Markus; Neuber, Nico; Adam, Bastian; Platt, Sebastian et al. (2021): Influence of powder characteristics on the structural and the mechanical properties of additively manufactured Zr-based bulk metallic glass. In: Materials & Design 209 (3), S. 109976. DOI: 10.1016/j.matdes.2021.109976.
- [P6] Rosenthal, Stephan; Hahn, Marlon; Tekkaya, A. Erman; Platt, Sebastian; Kleszczynski, Stefan; Witt, Gerd (2021): Speeding up Additive Manufacturing by Means of Forming for Sheet Components with Core Structures. In: Int. J. of Precis. Eng. and Manuf.-Green Tech. DOI: 10.1007/s40684-021-00384-x.
- [P7] Singer, C.; Platt, S.; Horn, M.; Binder, M.; Piechotta, M.; Wegner, J. et al. (2021): Processability of Soda-Lime Glass in Laser-Based Powder Bed Fusion. Unter Mitarbeit von The University of Texas at Austin.
- [P8] Walter, Andreas; Witt, Gerd; Platt, Sebastian; Kleszczynski, Stefan (2023): Manufacturing and Properties of Spherical Iron Particles from a By-Product of the Steel Industry. In: Powders 2 (2), S. 216–231. DOI: 10.3390/powders2020015.
- [P9] Platt, S.; Schnell, N.; Witt, G.; Kleszczynski, S. (2023): Additive Manufacturing of Hybrid Sandwich Sheets by Laser Powder Bed Fusion of Metals. In: Proceedings of the 34th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium 2023, S. 1706–1717.