



Technische Universität München
TUM School of Engineering and Design

Quasistatische und dynamische Festigkeitsuntersuchungen additiv gefertigter Aluminium-Silizium-Legierungen

Enes Sert

Vollständiger Abdruck der von der TUM School of Engineering and Design der
Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)

genehmigten Dissertation.

Vorsitz: Priv.-Doz. Dr.-Ing. habil. Christian Krempaszky

Prüfer*innen der Dissertation:

1. Prof. Dr. mont. habil. Dr. h.c. mult. Ewald A. Werner
2. Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Andreas Öchsner

Die Dissertation wurde am 09.02.2023 bei der Technischen Universität München
eingereicht und durch die TUM School of Engineering and Design
am 15.05.2023 angenommen.

„Wenn mehrere Wahrheiten einleuchtend sind und sich unbedingt widersprechen, bleibt dir nichts anderes übrig, als deine Sprache zu wechseln.“

Colin Humphreys

Kurzfassung

Das pulverbettbasierte Schmelzen mittels laserbasiertem Energieeintrag hat sich zu einer der wichtigsten Techniken in der additiven Fertigung entwickelt. Um die Möglichkeit der Herstellung hochspezialisierter und fortschrittlicher Komponenten zu gewährleisten, wird derzeit intensive Forschung auf dem Gebiet der Festigkeitsuntersuchung und Werkstoffentwicklung betrieben. Einer der größten Vorteile der additiven Fertigung ist die Möglichkeit, futuristische Designs und nicht standardisierte, topologieoptimierte Strukturen zu schaffen. Jedoch besteht eine der größten Herausforderungen darin, die anisotropen und inhomogenen Materialeigenschaften zu berücksichtigen. Grundlage dieser Arbeit ist eine umfangreiche Literaturrecherche zum Thema Oberflächenbehandlung von AlSi10Mg-Bauteilen zur Verbesserung der Zeitfestigkeit. Auf dieser Basis wurden Oberflächennachbehandlungen an additiv gefertigten Proben durchgeführt und in Kombination mit unterschiedlichen Bauraumorientierungen und deren Auswirkungen auf die quasistatischen und dynamischen Materialeigenschaften untersucht. Im Rahmen der quasistatischen Untersuchungen wurden Zug-, Druck- und Torsionsversuche durchgeführt, die Ergebnisse für den E-Modul bei Druckbeanspruchung übertreffen die bisher bekannten Werte dieses Werkstoffs und erreichten Werte von bis zu 79,8 GPa. Ein weiterer Forschungsbereich der additiven Fertigung ist die Materialentwicklung und Festigkeitsoptimierung, die in dieser Arbeit ebenfalls durch quasistatische und dynamische Versuche untersucht werden. Bei den getesteten Werkstoffen handelt es sich um Al-Si-Legierungen mit 8-16 Ma.-% Si, ohne

weitere Legierungselemente. Die erreichten Zugfestigkeiten der verschiedenen Werkstoffe liegen zwischen 263 MPa und 411 MPa. Für AlSi16 wurde die maximale Zugfestigkeit von 411 MPa bei einer Bruchdehnung von 6,2% erreicht. Durch den Einsatz von TiC- und TiB₂-Partikelbeimengungen auf die unterschiedlichen AlSi-Legierungen werden die Verringerung der Restporosität und darüber hinaus die Verbesserungen der quasistatischen und dynamischen Eigenschaften festgestellt. Dies ermöglicht die Herstellung einer größeren Vielfalt von Bauteilen, da diese AlSi-Legierungen mit Partikelbeimengungen im Vergleich zu bisher verwendeten AlSi-Legierungen höheren Belastungen standhalten können. Die verschiedenen Materialzusammensetzungen, die aus den beigemengten Pulvern hergestellt wurden, wurden Zug- und Biegeumlaufversuchen unterzogen. Die Porosität, die Härte und das Gefüge als Indikatoren für die Qualität und Anwendbarkeit der Werkstoffe wurden bestimmt und mit den reinen AlSi-Legierungen (ohne weitere Legierungselemente) verglichen. Innerhalb der Grenzen dieser Studie erzielte die AlSi16-Legierung mit einer Partikelbeimengung von TiB₂ mit einem Massenanteil von 12% die besten Ergebnisse, nämlich eine Streckgrenze von 299 MPa und eine Zugfestigkeit von 445 MPa sowie einen E-Modul von 88,6 GPa. Die Topologieoptimierung bietet in Kombination mit der additiven Fertigung einen technischen Mehrwert. Anhand eines praktischen Beispiels, des Gehäuses eines Fahrwerks einer Leichtlauf-Krananlage, wird in dieser Arbeit aufgezeigt, wie der Prozess aussehen kann und was bei der Umsetzung zu beachten ist. Bei der Betrachtung eines Systems mit mehreren Schnittstellen zu umgebenden Komponenten ist die Berücksichtigung definierter Randbedingungen durch ein Ersatzmodell zu gewährleisten, was eine Korrektur des Ergebnisses erfordert.

Abstract

Laser-based powder bed fusion has become one of the most important techniques in additive manufacturing. Intensive research is carried out in guaranteeing the possibility of manufacturing highly specialized and advanced components, currently. The ability to create futuristic designs and non-standard topology-optimized structures is one of the biggest advantages of additive manufacturing. One of the major challenges is to address for the anisotropic and inhomogeneous material properties. One part of this work is an extensive literature research on the topic of surface treatments for AlSi10Mg components to improve the fatigue strength. On this basis, post-surface treatments were carried out on additive manufactured samples and their effects on the static properties and fatigue strength were analysed. The quasi-static investigations comprised tension/compression and torsion tests. The results for the Young's modulus in compressive loading exceeded the previously known values of this material in tensile loading and achieved values of up to 79.8 GPa. Another research area of additive manufacturing is material development and property optimisation, being investigated in our study through static mechanical tests. The materials tested are AlSi-alloys with 8-16 wt.-% Si, without any other alloying elements. Tensile strengths achieved for the different materials are between 263 MPa and 411 MPa. For AlSi16, the maximum tensile strength of 411 MPa was achieved at an elongation to fracture of 6.2 %. Through the use of TiC and TiB₂ particle admixtures on different AlSi-alloys, possible improvements in porosity and moreover static and dynamic

properties were determined. This allows for the manufacturing of a wider variety of components, as these AlSi-alloys with particle admixtures can endure higher loads in comparison to previously used AlSi-alloys. The different material compositions, which were manufactured out of mixed powders, were undergone tensile and rotary bending fatigue tests. The porosity, the hardness and the microstructure as indicators of the quality and applicability of the materials, have been determined and compared to pure AlSi-alloys (without any other alloying elements). Within the limitations of this study, an AlSi16 alloy with a particle admixture of TiB_2 with a mass share of 12 % achieved the best results, namely a yield and tensile strengths of 299 MPa and 445 MPa in addition to a Young's modulus of 88.6 GPa. Topology optimization in combination with additive manufacturing allows the advantages of each field to be fully exploited. Using a practical example, the housing of a trolley of a smooth-running crane system, this thesis gives an idea of how the process can look like and what needs to be taken into account during implementation. Here it is shown that when considering a system with multiple interfaces to surrounding components, taking into account defined boundary conditions is not possible and a substitute model must be created, which requires a correction of the result.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Fakultät Maschinen und Systeme der Hochschule Esslingen.

In diesem Zusammenhang möchte ich mich bei den Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern für ein fantastisches Arbeitsumfeld und die stetige Hilfsbereitschaft bedanken. Ebenso sei den zahlreichen Studierenden gedankt, die ich während meiner Zeit betreuen durfte und die durch Projekt- und Abschlussarbeiten einen Beitrag zu meiner Arbeit geleistet haben. Elmar Schuch, Simone Döll-Eberhardinger, Udo Merk und Klaus Bendig sei für die Unterstützung bei der Betreuung der Projektarbeiten gedankt.

Ein außerordentlicher Dank gebührt meinem Doktorvater Herrn Prof. Ewald Werner. Dieser Dank gilt nicht nur für die Möglichkeit zur Verfassung dieser Arbeit, sondern auch für das entgegengebrachte Vertrauen, sowie die fachliche Unterstützung. Ebenfalls bedanke ich mich bei Herrn Prof. Stefan Diebels für das Interesse an der vorliegenden Arbeit und der Prüfung im Zuge des Promotionsverfahrens.

Ein besonderer Dank gebührt Prof. Andreas Öchsner, der meinen Weg als mein größter Förderer und Forderer begleitet hat. Ebenso möchte ich mich bei meinem Freund und Mentor Dr. Leonhard Hitzler für die Unterstützung und für die langen und fachlichen Diskussionen bedanken.

Einen wichtigen Beitrag zur vorliegenden Arbeit, für den ich ebenfalls dankbar bin, leisteten die Kollegen am Lehrstuhl für Werkstoffkunde und Werkstoffmechanik der Techni-

schen Universität München. Abschließend ist es mir ein Anliegen, mich bei Frau Yvonne Jahn für die Hilfsbereitschaft während meiner Promotion am Lehrstuhl zu bedanken. Zuletzt möchte ich mich bei meiner Familie und meinen Freunden für stetige moralische Unterstützung auf meinem Weg bedanken.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	iv
Vorwort	viii
Symbol- und Indexverzeichnis	xiv
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik	4
2.1 Additive Fertigung - Pulverbettbasiertes Schmelzen mittels laserbasiertem System	4
2.2 Mechanische Eigenschaften	7
2.2.1 Härteprüfung	8
2.2.2 Zugversuch	11
2.3 Wärmebehandlungen	17
2.3.1 Heißisostatisches Pressen	18
2.3.2 T6-Wärmebehandlung	20
2.3.3 T5-Wärmebehandlung	22
2.4 Mechanische Behandlungen	23
2.4.1 Kugelstrahlen	23
2.4.2 Sandstrahlen	26

2.4.3	Polieren	27
2.4.4	Reibrührverarbeitung	28
2.4.5	Ultraschall-Strahlen	29
2.5	Sonstige Oberflächenbehandlungen	30
2.5.1	Laserbasiertes Härten von Oberflächen	30
2.5.2	Chemische Verfahren	32
2.5.3	Plasma-Elektrolytisches Polieren	33
2.5.4	Laser-Polieren	33
2.6	Zusammenfassung und Erkenntnisse	34
3	Werkstoffe und experimentelle Methoden	39
3.1	Untersuchte Werkstoffe	39
3.2	Probenfertigung	43
3.2.1	Fertigungsparameter SLM 280HL	43
3.2.2	Fertigungsparameter TRUMPF TruPrint 3000	44
3.3	Aufbaurichtungen	45
3.4	Fließfähigkeit	46
3.5	Chemische Analyse und Bestimmung der theoretischen Dichte	48
3.6	Härte und mikrostrukturelle Untersuchungen	49
3.7	Untersuchte Wärmebehandlungen	51
3.8	Angewandte Oberflächennachbehandlungen	52
3.8.1	Schichten	53
3.8.2	Laserpolieren	54
3.8.3	Verfestigungsstrahlen	55
3.8.4	Gleitschleifen	57
3.9	Oberflächenrauheit	57
3.10	Eigenspannungsuntersuchungen	58
3.11	Quasistatische Festigkeitsuntersuchungen	60

3.11.1	Zug- und Druckversuche	60
3.11.2	Torsionsversuche	60
3.12	Untersuchungen zur Zeitfestigkeit	62
3.12.1	Schwingfestigkeitsuntersuchungen	62
3.12.2	Umlaufbiege-Ermüdungsversuch	64
4	Ergebnisse und Diskussion zu AlSi10Mg	66
4.1	Chemischen Zusammensetzung und Dichte	66
4.2	Mikrostruktur und Härte der unbehandelten Proben	67
4.2.1	Härte	67
4.2.2	Mikrostrukturuntersuchung	69
4.2.3	Porositätsverteilung	70
4.3	Einfluss der Wärmebehandlung auf die Härte	71
4.4	Zug-, Druck- und Torsionsverhalten	72
4.4.1	Zugversuche mit Bestimmung der Querkontraktionszahl	73
4.4.2	Zug- und Druckverhalten	75
4.4.3	Zug- und Torsionsverhalten	82
4.5	Schwingfestigkeitsverhalten	85
4.5.1	Ergebnisse der Rauheitsmessungen	85
4.5.2	Ergebnisse der Eigenspannungsmessungen	86
4.5.3	Ergebnisse der Mikrostrukturuntersuchungen	88
4.5.4	Darstellung und Vergleich der Wöhlerlinien	93
4.5.5	Diskussion zu den Wöhlerlinien	94
4.5.6	Analyse des Bruchmechanismus anhand von REM-Aufnahmen	102
5	Ergebnisse und Diskussion zu AlSi8 - AlSi16	109
5.1	Einfluss des Siliziumgehalts auf Al-Si-Legierungen	109
5.1.1	Pulveranalyse	109
5.1.2	Mechanische Kennwerte	111

5.2	Entwicklung neuer, mit Titanpartikeln verstärkter, AlSi-Legierungen . . .	114
5.2.1	Porositätsanalyse	115
5.2.2	Härte	117
5.2.3	Mikrostruktur	118
5.2.4	Mechanische Kennwerte	121
5.2.5	Biegeumlauf-Ermüdungsversuch	126
6	Anwendungsbeispiel zur additiven Fertigung	129
6.1	Einleitung	130
6.2	Methodik	133
6.2.1	Allgemeine Definition des Fahrwerks	133
6.2.2	Topologieoptimierung	134
6.2.3	Finite-Elemente-Modell	137
6.2.4	CAD Konstruktion	137
6.3	Ergebnisse und Diskussion	138
6.3.1	Validierung durch Finite-Elemente-Analyse	138
6.3.2	Rekonstruktion und Validierung der Topologieoptimierung	139
6.3.3	Anpassung des Entwurfs auf Grundlage der Validierungsergebnisse	142
6.3.4	Finite-Elemente-Analyse der angepassten Konstruktion	143
7	Zusammenfassung	145
7.1	Zusammenfassung der Ergebnisse zu AlSi10Mg	145
7.2	Zusammenfassung zu AlSi8 - AlSi16	149
7.3	Zusammenfassung - Anwendungsbeispiel	150
A	Anhang	152
	Literaturverzeichnis	161

Symbol- und Abkürzungsverzeichnis

Nachstehende Tabellen listen die verwendeten Symbole und Abkürzungen mit ihrer entsprechenden Bedeutung auf.

Symbole

Variable	Bedeutung	Einheit
E_v	Volumenenergiedichte	J/mm ²
P	Laserleistung	W
d	Spurabstand	μm
x	Schichtstärke	μm
v_{scan}	Scangeschwindigkeit	mm/s
E	Elastizitätsmodul	GPa
$R_{p0,2}$	0,2 %-Streckgrenze	MPa
R_m	Zugfestigkeit	MPa
A_t	Bruchdehnung	%
R_a	Mittenrauwert	μm
R_z	Rautiefe	μm
A	Almenintensität	–

Variable	Bedeutung	Einheit
ffc	Fließfähigkeit	–
σ_1	Konsolidierungs- / Verfestigungsspannung	N/mm ²
σ_c	Schüttgutfestigkeit	N/mm ²
λ_C	Genzwellenlänge	mm
l_m	Messstrecke	mm
l_e	Einzelmessstrecke	mm
$u_{10\%}$	10 %-Ausfallwahrscheinlichkeit	–
R_{dp}	Druckstreckgrenze	MPa
G	Schubmodul	MPa
φ	Verdrehungswinkel	°
γ	Schubverformung	°
r	Radius	mm
l	Probenlänge	mm
W_t	Widerstandsmoment	mm ³
l	Probenlänge	mm
d	Probenlänge	mm
M_t	Torsionsmoment	Nm
τ	Torsionsspannung	N/mm ²
a	Empfindlichkeit	–
b	Steigung	–
I_p	Flächenmoment 2. Ordnung	mm ⁴
R	Spannungsverhältnis	–
ν	Querkontraktionszahl	–

Variable	Bedeutung	Einheit
τ_M	Torsionsfestigkeit	MPa
τ_F	Torsionsstreckgrenze	MPa
R_{\max}	Maximale Rautiefe	μm

Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
PBF-LB	Laser-Based Powder Bed Fusion
engl.	englisch
3D-CAD	Three dimensional computer aided design
STL	Standard triangulation language
AR	Aufbaurichtung
BT	Bauraumtemperatur
HIP	Heißisostatisches Pressen
Ref.	Referenz
STEP	Standard for the Exchange of Product model data
ASCII	American Standard Code for Information Interchange
Bdg.	Bedingungen
Leg.	Legierung
SR	Spannungsarmglühen
SP	Kugelstrahlen (Shot-Peening)
CT	Computertomographie
SB	Sandstrahlen (Sand Blasting)
FSP	Reibrührverarbeitung (Friction-Stir-Processing)

Abkürzung	Bedeutung
UPT	Ultraschall-Strahlen (Ultrasonic Peening Treatment)
LSP	Laserbasiertes Härten von Oberflächen (Laser Shock Peening)
LP	Laser-Polieren
Ma.-%	Massenprozent
wt.-%	weight percent
TiC	Titancarbid
TiB ₂	Titanborid
WB	Wärmebehandlung
SD	Standardabweichung
Probenorient.	Probenorientierung
MW	Mittelwert
DMS	Dehnmessstreifen
REM	Rasterelektronenmikroskop
LSM	Level-Set-Methode
ESO	Evolutionäre Strukturoptimierung
SIMP	Solid Isotropic Material with Penalization
FEA	Finite-Elemente-Analyse
TiC _{micro10}	Partikelbeimengung aus Mikro-TiC mit einem Massenanteil von 10 %
TiC _{micro12}	Partikelbeimengung aus Mikro-TiC mit einem Massenanteil von 12 %
TiC _{nano4}	Partikelbeimengung aus Nano-TiC mit einem Massenanteil von 4 %

Abkürzung	Bedeutung
$\text{TiC}_{\text{nano}7}$	Partikelbeimengung aus Nano-TiC mit einem Massenanteil von 7 %
$\text{TiB}_{2\text{micro}10}$	Partikelbeimengung aus Mikro-TiB ₂ mit einem Massenanteil von 10 %
$\text{TiB}_{2\text{micro}12}$	Partikelbeimengung aus Mikro-TiB ₂ mit einem Massenanteil von 12 %

Kapitel 1

Einleitung

Aufgrund ihrer guten mechanischen und thermischen Eigenschaften in Verbindung mit einer geringen Masse ist die Legierung AlSi10Mg ein gängiger Werkstoff im Fahrzeug- und Flugzeugbau [1]. Der Einsatz des pulverbettbasiertes Schmelzen mittels laserbasier-tem Systems (engl. Laser-Based Powder Bed Fusion - PBF-LB) bei diesem Werkstoff ist in einigen Aspekten gegenüber der konventionellen Fertigung vorteilhaft. So lassen sich aufgrund des schichtweisen Aufbaus komplexe und individuelle Geometrien ohne Spezialwerkzeuge herstellen [2]. Darüber hinaus weisen PBF-LB-Bauteile typischerweise eine sehr feine Mikrostruktur auf. Diese entsteht durch die hohen Abkühlraten nach dem Schmelzen mit dem Laserstrahl. Es bilden sich feine zelluläre Al-Körner, die vom Silizium umgeben sind [3, 4].

Aluminium PBF-LB-Bauteile weisen jedoch auch inhärente Merkmale auf, die bei der Verwendung des Bauteils hinderlich sein können. Zu diesen inhärenten Merkmalen gehört zum Beispiel die Inhomogenität in den Werkstoffeigenschaften, die unter anderem durch unterschiedliche Alterungszustände im Bauteil verursacht werden. Diese unterschiedlichen Alterungszustände sind auf unterschiedliche Verweilzeiten im beheizten Bauraum zurückzuführen. Ein weiteres Merkmal ist die makroskopische Anisotropie, die durch den schichtweisen Aufbau der Bauteile bedingt ist. Je nach Belastungsrichtung verhält

sich das Material unterschiedlich. Parallel zu den Schichten zeigten PBF-LB-Proben den geringsten Risswiderstand [5]. Neben der Anisotropie können sich auch Defekte wie Poren oder vorhandene Schmelzfehler negativ auf die Bauteileigenschaften auswirken [6]. Poren können durch chemische und physikalische Effekte während des Schmelz- und Abkühlprozesses verursacht werden. Einige Pulverpartikel enthalten eingeschlossenes Zerstäubungsgas, das zu Poren im hergestellten Bauteil führen kann, wenn das Gas nicht aus dem Schmelzbad entweichen kann, bevor es erstarrt ist [7, 8]. Außerdem ist das Auftreten von ungeschmolzenem Pulvermaterial von den Laserparametern abhängig [9]. Defekte, wie ungeschmolzenes Pulver oder Poren, führen dazu, dass weniger tragende Querschnittsfläche die einwirkenden Spannungen verteilen kann und es zu Spannungskonzentrationen um die Defekte herum kommt, die wie Kerben wirken [10]. Typisch für PBF-LB-Bauteile sind auch raue Oberflächen, die auf Oberflächendefekte und Spritzer zurückzuführen sind. Spritzer sind vermutlich auf Partikel zurückzuführen, die aus dem Schmelzbad ausgeworfen werden [11]. Darüber hinaus entstehen durch die Aufteilung des Bauteils in Schichten gestufte Oberflächen [12, 13]. Um die gewünschten Eigenschaften für eine bestimmte Bauteilgeometrie zu erzeugen, müssen neben der Geometrie noch einige weitere Parameter berücksichtigt werden. Die in Abbildung 1.1 dargestellten Parameter können die Bauteileigenschaften maßgeblich beeinflussen. Häufig werden die Oberflächenbeschaffenheit und das Auftreten von oberflächennahen Defekten als Ursache für Schwankungen der Werkstoffeigenschaften und eine geringe Ermüdungsfestigkeit angesehen, da diese zunehmend als Ursache für Risse identifiziert wurden [14–19]. Die Unsicherheiten der Materialeigenschaften und die mangelnde Reproduzierbarkeit erschweren den Einsatz von PBF-LB-gefertigten Bauteilen. Optimierungsbedarf besteht vor allem im Bereich der Ermüdungsbeständigkeit [17]. Ansätze zur Optimierung sind zum einen die Verbesserung der Eigenschaften durch Nachbehandlungen wie Kugelstrahlen [20] oder Wärmebehandlungen [21]. Zum anderen wird die Verbesserung der Vorhersagbarkeit der Eigenschaften untersucht.

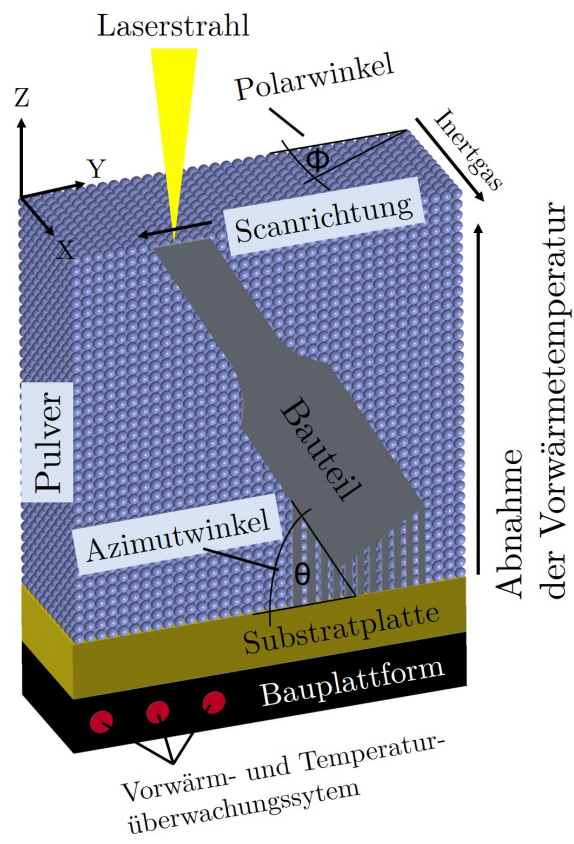


Abbildung 1.1: Darstellung der Fertigungsbedingungen mit Vorwärmesystem, Polarwinkel und Azimutwinkel.

Kapitel 2

Stand der Technik

2.1 Additive Fertigung - Pulverbettbasiertes Schmelzen mittels laserbasiertem System

Das pulverbettbasierte Schmelzen mittels laserbasiertem System ist eng verwandt und beruht auf der Weiterentwicklung des Laser-Sinterverfahrens von Metallpulver. Wie bei allen direkten, generativen Verfahren erfolgt der Bauprozess in Schichten, dabei wird die Arbeitsplattform schrittweise nach unten (*Z*-Richtung) bewegt. Um einen thermischen Verzug zu minimieren, wird die Arbeitsplattform bei Aluminiumlegierungen zu meist auf eine Betriebstemperatur von 200 °C aufgeheizt, dadurch wird versucht, dass die Temperaturverhältnisse während des Fertigungsprozesses konstant bleiben und somit ein kontinuierlicher Bauprozess ermöglicht wird. Die Beschichtungsstärken liegen je nach Laser und verwendeter Körnunggröße des Pulvers zwischen 20 µm und 100 µm. Während des Fertigungsprozesses bleibt das nicht belichtete Pulver ungebunden [22, 23]. Das ungebundene Pulver dient zum einem als Schutz für die Bauteile und zum anderen wird die Erstellung dünnwandiger beziehungsweise überhängender Bauteile und das Stapeln mehrerer Bauteile übereinander durch die Stützwirkung des Pulvers ermöglicht.

Durch das Anbringen der Stützstrukturen zwischen der Arbeitsplattform und dem Bauteil wird die beim Schmelzprozess erzeugte Wärmeenergie in die Plattform geleitet und durch deren Thermomanagement abgeführt. PBF-LB-Anlagen werden häufig mit einer automatischen Verkettung von Prozessschritten zur Pulverrückführung im geschlossenen Steuerkreis unter Schutzgasatmosphäre (Argon/Stickstoff) ausgestattet. Der Fertigungsraum wird mittels Vakuumsauger von nicht verbaubem Pulver entleert. Das vom Bauraum entfernte Pulver wird dann vollautomatisch über einem Vibrationssieb zur Trennung von Gutkornpulver und Überkornpulver in den Vorratsbehälter für ein erneutes Beschichten rückgeführt (siehe Abbildung 2.1).

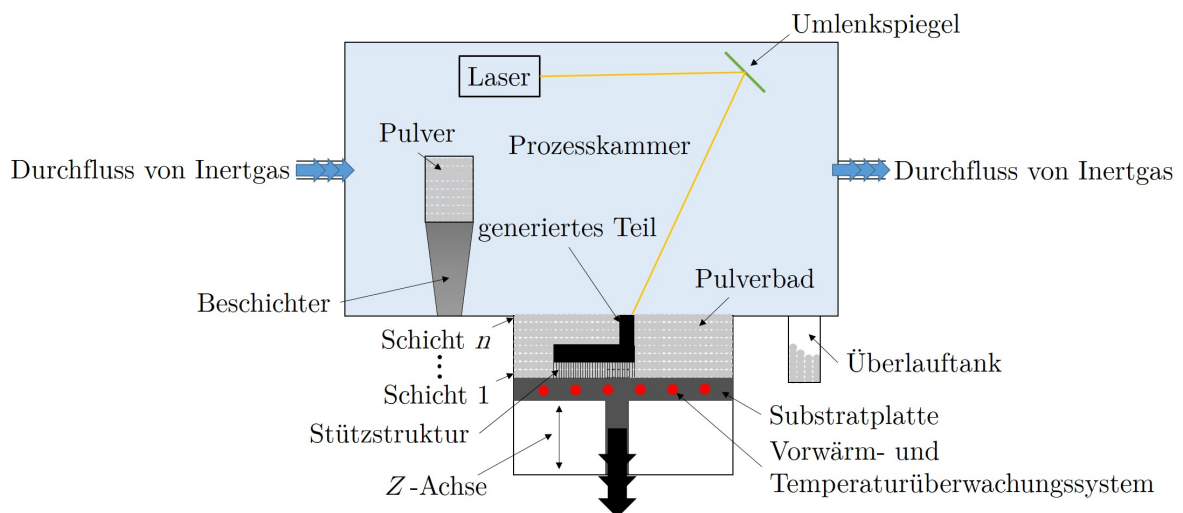


Abbildung 2.1: Schematischer Aufbau des PBF-LB-Verfahrens; Grafik nach [24].

Der Bindungsprozess des selektiven Lasersinterns entspricht den Flüssigphasensintern bei unterschiedlichem Binder- und Strukturmaterial. Nach dem Verschmelzen der Kunststoffummantelung liegt ein poröser Grünling vor, der in einem mehrstufigen Prozess thermisch nachbehandelt und infiltriert oder gesintert werden muss. Dieser Nachteil der Nachbearbeitung wird bei den PBF-LB-Anlagen vermieden. Der Bindungsprozess ist bei dem pulverbettbasierten Schmelzen mittels laserbasiertem System derselbe wie beim selektiven Lasersintern, bei dem Binder- und Strukturmaterial gleichartig sind. Die Porosität der Bauteile ist unter anderem davon abhängig, wieviel Wärmeenergie zugeführt wird.

Die legierten oder unlegierten Partikel können bis zu einer Restporosität von ca. 2 % aufgeschmolzen und verbunden werden [22, 23, 25–29].

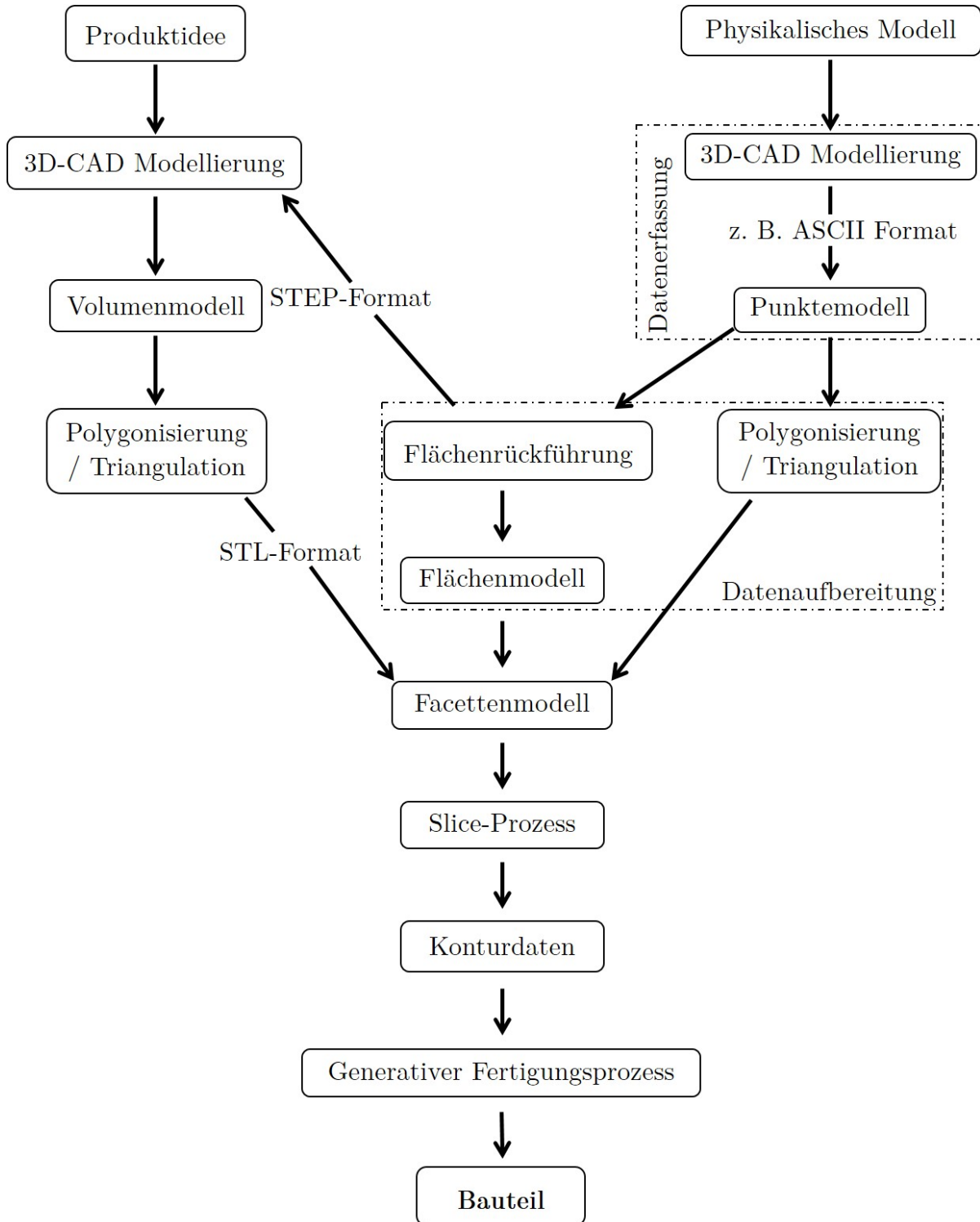


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung einer möglichen digitalen Datenkette; Grafik nach [24].

Grundlage der additiven Fertigung ist eine vollständige 3D-Konstruktion des Bauteils. Diese wird am häufigsten durch direkte 3D-CAD Modellierung erstellt, jedoch ist ebenso eine Bauteilkonstruktion mittels Reverse Engineering denkbar. Dabei werden die Datensätze aus Messungen generiert. Aus dem erstellten Volumen- und Flächenmodell wird anschließend durch Polygonisierung bzw. Triangulierung ein Facettenmodell generiert und im STL-Format an den generativen Fertigungsprozess übertragen. Dieser Prozess läuft softwaregestützt und weitestgehend automatisch ab (siehe Abbildung 2.2) [30].

2.2 Mechanische Eigenschaften

Die additive Fertigung hat die Vorteile des flexiblen geometrischen Designs und des hohen Leichtbaupotenzials [31]. Volle Ausnutzung dieser Vorteile erfordert vorhersehbare mechanische Eigenschaften. Aufgrund des vollständigen Aufschmelzens des Pulvers im selektiven Laserschmelzprozesses ist es möglich, nahezu porenfreie Teile herzustellen. Die relative Dichte der hergestellten Komponenten ist ein wichtiges Qualitätsmerkmal, das in Beziehung zu den mechanischen Eigenschaften und zu den Prozessparametern steht. Der Einfluss der Prozessparameter wird vor allem auf die Oberflächenbeschaffenheit und auf die Porenbildung von den gegenwärtigen Schmelzbadcharakteristiken während der Herstellung zurückgeführt [7, 32]. Das Schmelzbad selbst hängt dagegen hauptsächlich von der eingesetzten Energiedichte der Bestrahlung und von den Eigenschaften des Metallpulvers ab [33]. Wesentliche Parameter für die Erzielung von hohen Bauteildichten sind dabei die Laserleistung P , die Scangeschwindigkeit v_{scan} , der Spurabstand d und die Schichtstärke x . Die Volumenenergiedichte E_V wird durch Gleichung (2.1) definiert und beschreibt die in die Pulverschicht eingebrachte Energie, welche benötigt wird, um ein Pulverelement, sowie ein Teil der zuvor gefertigten Schicht aufzuschmelzen und mit der vorherigen Schicht zu verbinden, unter der Annahme, dass die gesamte eingebrachte Energie im Bauteil verbleibt:

$$E_V = \frac{P}{d \times x \times v_{\text{scan}}}. \quad (2.1)$$

Verschiedene Studien haben gezeigt, dass die aufgebrachte Energiedichte mit zahlreichen Eigenschaften korreliert, wie beispielsweise der relativen Dichte, Zugfestigkeit und Härte [34, 35]. Jedoch umfasst die Energiedichte mehrere Parameter, diese beeinflussen den Prozess auf eine individuelle Art und Weise und somit können ähnliche Energiedichten zu unterschiedlichen Ergebnissen führen [36, 37]. Die vorliegende Arbeit gibt unter anderem ein Überblick über die Studien zahlreicher Forscher, die sich bereits mit den mechanischen Eigenschaften von Aluminiumlegierungen beschäftigt haben. Der Einfluss der Bauraumorientierung und der Wärmenachbehandlung auf die Härte sowie Zugversuchseigenschaften wird näher betrachtet.

2.2.1 Härteprüfung

AlSiMg-Legierungen weisen im Vergleich zu anderen Aluminiumlegierungen eine deutlich höhere Festigkeit und Härte auf [38]. Durch die schnelle Abkühlung (10^5 bis 10^6 K/s) beim PBF-LB entsteht ein übersättigter Aluminium-Mischkristall und bietet bei aushärtbaren AlSiMg-Legierungen die Möglichkeit einer Aushärtung gleich nach der Konsolidierung [36, 39]. Die hohe Abkühlungsrate führt zu einem sehr feinen Gefüge, das wiederum für die entsprechend hohe Härte verantwortlich ist. Durch die Alterung bei erhöhter Temperatur werden Ausscheidungen der Legierungselemente erzeugt. Es bilden sich zunächst kohärente Ausscheidungen und dann teilkohärente und inkohärente Mg_2Si -Ausscheidungen, wobei die Dauer und die Temperatur der Auslagerungswärmebehandlung die wesentlichen Faktoren sind, die den Zustand der Ausscheidungen bestimmen. Aufgrund des schichtweisen Aufbaus und der unterschiedlichen Abkühlungsraten mit zunehmender Gesamthöhe treten Inhomogenitäten bezogen auf die Baurichtung im Bauteil auf [40]. Diese Inhomogenitäten, die unter anderem durch die unterschiedlichen Stadien der Ausscheidungshärtung verursacht werden, können durch Härtemessungen nachgewiesen werden. Neuere Studien konzentrieren sich auf die Korrelation zwischen Oberflächen- und Kernhärte, da sich die Prozessparameter für die Oberfläche und den

Kern unterscheiden. Die Studien zeigen jedoch, dass die Härtewerte zwischen Oberfläche und Kern in den meisten Fällen sehr ähnlich sind [2, 41]. Die inhomogene Beschaffenheit, gepaart mit den Abhängigkeiten von den Herstellungsparametern, belegen eine Tendenz zur Abnahme der Härte mit zunehmender Bauhöhe [18, 41–43]. Dieser Trend wurde auch durch weitere Studien bestätigt, wie in Tabelle 2.1 aufgeführt.

Tabelle 2.1: Zusammenfassung der Härtemessungen von AlSi-Legierungen.

Legierung	Bedingungen	HV	Bemerkungen	Ref.
AlSi10Mg	wie gebaut	109,7 ±0,9	AR 0°	[34]
		99,07 ±2	AR 90°	
AlSi10Mg	wie gebaut	125 ±1		[44]
	1 h 520 °C	100 ±1		
	+ 6 h 160 °C			
	6 h 520 °C	103 ±2		
	+ 7 h 160 °C			
AlSi10Mg	wie gebaut	134 ±4	AR 90°	[45]
		90 ±8	BT 200 °C / AR 90°	
		130 ±7	AR 90°	
		87 ±3	BT 200 °C / AR 0°	
Al7075	wie gebaut	130 ±10		[46]
Al7075 + 1 % Si	wie gebaut	150 ±10		
Al7075 + 2 % Si	wie gebaut	147 ±15		
Al7075 + 3 % Si	wie gebaut	156 ±9		

Fortsetzung auf der nächsten Seite

Zusammenfassung der Härtemessungen von AlSi-Legierungen

Legierung	Bedingungen	HV	Bemerkungen	Ref.
Al7075 + 4% Si	wie gebaut	159 ±9		
	10 h 120 °C	163 ±5		
	6 h 150 °C	171 ±4		
	2 h 170 °C	165 ±3		
	2 h 470 °C	103 ±3		
AlSi10Mg	wie gebaut	119,6 ±3,8		[19]
	2h 300 °C	93,1 ±3,2		
	2 h 300 °C	89,2 ±4		
	+ HIP 250 °C			
	2 h 300 °C +HIP 500 °C	52 ±2		
AlSi10Mg	wie gebaut	115	AR 0°	[42]
		118	AR 45°	
		107	AR 90°	
	6 h 525 °C	56	AR 0°	
	+ 6 h 165 °C	52	AR 45°	
		51	AR 90°	
	6 h 300 °C	66	AR 0°	
	+ 6 h 180 °C	70	AR 45°	
	63	AR 90°		

Fortsetzung auf der nächsten Seite

Zusammenfassung der Härtemessungen von AlSi-Legierungen

Legierung	Bedingungen	HV	Bemerkungen	Ref.
AlSi10Mg	4 h 500 °C	110	AR 0°	[42]
	+6 h 180 °C	110	AR 45°	
		109	AR 90°	

Dieses Phänomen wird unter anderem durch unterschiedliche Stadien der Ausscheidungen verursacht, die sich aus unterschiedlichen Verweilzeiten in der gebildeten Kammer nach der Konsolidierung ergeben. Durch Wärmenachbehandlungen können die Inhomogenitäten in Bezug auf die Höhe reduziert werden. Daher ist die Wahl der Temperatur und der Alterungszeit von großer Bedeutung. Die T6-Wärmebehandlung oder das Spannungsarmglühen bei 300 °C für 2 Stunden führen zu einer Homogenisierung des Härteprofils, allerdings auf Kosten einer Vergröberung des Gefüges. Neueste Studien haben gezeigt, dass T5-artige Wärmebehandlungen, welche nur Ausscheidungen wachsen lassen, ohne merkliche Vergröberung des Gefüges, es ermöglichen, das Härteprofil zu homogenisieren und gleichzeitig das Gefüge im Ausgangszustand durch eine Alterungswärmebehandlung beizubehalten [31, 42].

2.2.2 Zugversuch

Um die Qualität eines additiv gefertigten Bauteils beurteilen zu können, ist eine zerstörende Materialprüfung unumgänglich. Die in Tabelle 2.2 zusammengefassten Untersuchungen dokumentieren das anisotrope Materialverhalten, das im Zugversuch ermittelt wurde.

Tabelle 2.2: Zusammenfassung der mechanischen Kennwerte von AlSi-Legierungen.

Leg.	Bdg.	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_t [%]	Ref.
AlSi10Mg	wie gebaut	77 ± 5	268 ± 2	333 ± 15	$1,4 \pm 0,3$	[44]
	2 h 535 °C	73 ± 4	239 ± 2	292 ± 4	$3,9 \pm 0,5$	
	+ 10 h 158 °C					
A357	wie gebaut					[47]
	BT 100 °C		245 ± 4	389 ± 3	$5,2 \pm 0,2$	
	BT 140 °C		284 ± 3	408 ± 5	$4,9 \pm 0,2$	
	BT 170 °C		288 ± 7	397 ± 9	$3,8 \pm 0,3$	
	BT 190 °C		246 ± 7	362 ± 7	$4,4 \pm 0,3$	
AlSi10Mg	wie gebaut					[45]
	BT 220 °C					
	/AR 0°		130	300	6,5	
	AR 170 °C					
	/AR 90°		150	250	4	
	/AR 0°		210	400	8	
	/AR 90°		240	450	5,4	
	/AR 0°		210	400	6	
	/AR 90°		240	450	3,2	

Fortsetzung auf der nächsten Seite

Zusammenfassung der mechanischen Kennwerte von AlSi-Legierungen – Fortsetzung

Leg.	Bdg.	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_t [%]	Ref.	
Al7075 + 4% Si	wie gebaut	279 ± 10				[46]	
		338 ± 13					
AlSi12	wie gebaut					[48]	
	AR 0°		227,31	261,8	0,87		
				$\pm 20,16$	$\pm 37,01$	$\pm 0,004$	
	AR 45°		262,36	367,33	2,57		
				$\pm 10,08$	$\pm 29,88$	$\pm 0,008$	
	AR 90°		224,78	398,57	3,42		
			$\pm 33,52$	$\pm 16,48$	$\pm 0,004$		
AlSi10Mg	wie gebaut		$319 \pm 2,8$	$477,5 \pm 4,9$	$4 \pm 4,9$	[49]	
	2 h 300 °C		266 ± 4	369 ± 4	$7,5 \pm 1,5$		
	1 h 530 °C		$151 \pm 2,8$	$253 \pm 5,6$	$10,5 \pm 2$		
	2 h 535 °C		$197,5 \pm 2$	$253 \pm 5,6$	$10,5 \pm 2$		
	+ 10 h 158 °C						
AlSi10Mg	wie gebaut					[50]	
	AR 0°			325	3		
					375	8	
	AR 90°						
3/4 h 380 °C							

Fortsetzung auf der nächsten Seite

Zusammenfassung der mechanischen Kennwerte von AlSi-Legierungen – Fortsetzung

Leg.	Bdg.	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_t [%]	Ref.
	AR 0°		105,7	171,3	9,4	
	AR 90°			171,7	16,5	
AlSi10Mg	wie gebaut					[51]
	AR 0°			334	3,64	
	AR 90°			358		
	2 h 535 °C					
	+ 10 h 158 °C					
	AR 0°		174	267,3	9,28	
	AR 90°		160	278		
AlSi10Mg	wie gebaut		241 ±10	384 ±16	6 ±1	[19]
	2 h 300 °C		205 ±8	253 ±18	18 ±3	
	2 h 300 °C		186 ±5	233 ±7	22 ±2	
	+ HIP 200 °C					
	2 h 300 °C		115 ±5	141 ±8	35 ±3	
	+ HIP 500 °C					
AlSi10Mg	wie gebaut	72,322	206,74	366,43	6,12	[37]
		±2,9953	±4,419	±12,506	±1,096	
	AR 0°/AR 5°	72,888	241,15	399,10	6,47	
		±1,1788	±5,697	±7,33	±0,361	
	AR 0°/AR 85°	71,715	222,83	360,27	5,33	

Fortsetzung auf der nächsten Seite

Zusammenfassung der mechanischen Kennwerte von AlSi-Legierungen – Fortsetzung

Leg.	Bdg.	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_t [%]	Ref.
		$\pm 1,1462$	$\pm 9,301$	$\pm 10,442$	$\pm 0,457$	
	AR 45°/AR 0°	65,64	188,15	330,11	4,47	
		$\pm 3,5145$	$\pm 7,038$	$\pm 10,385$	$\pm 0,152$	
	AR 45°/AR 5°	69,515	179,71	314,32	3,97	
		$\pm 2,3033$	$\pm 8,313$	$\pm 7,236$	$\pm 0,449$	
	AR 90°/AR 5°	70,422	208,57	357,49	3,15	
		$\pm 2,6857$	$\pm 16,942$	$\pm 19,6$	$\pm 0,080$	
	AR 90°/AR 45°	62,560	198,13	344,73	3,2	
		$\pm 3,7283$	$\pm 13,635$	$\pm 20,564$	$\pm 0,189$	
AlSi10Mg	wie gebaut					[52]
	AR 0°		287,2	476,8	7,33	
	2 h 300 °C					
	AR 0°		201,3	320,5	13,3	
Al3,5Cu1,5Mg	wie gebaut		233 \pm 4	366 \pm 7	5,3 \pm 0,3	[53]
	2 h 535 °C		368 \pm 6	455 \pm 10	6,2 \pm 1,8	
	+ 10 h 158 °C					
AlSi10Mg	wie gebaut					[54]
	AR 0°	67...72	239...292	372...473	4...7	
	AR 45°	71...76	213...395	370...478	4...6	

Fortsetzung auf der nächsten Seite

Zusammenfassung der mechanischen Kennwerte von AlSi-Legierungen – Fortsetzung

Leg.	Bdg.	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_t [%]	Ref.
	AR 90°	68...78	210...272	353...482	2...5	
	6 h 525 °C					
	AR 0°	66...73	132...151	236...257	10...17	
	AR 45°	60...72	134...156	239...260	12...18	
	AR 90°	57...73	126...160	221...254	11...18	
	6 h 525 °C					
	+ 7 h 165 °C					
	AR 0°	71...76	225...262	287...311	5...10	
	AR 45°	70...80	226...271	289...320	5...9	
	AR 90°	69...77	222...260	281...309	6...10	

Um die Verständlichkeit in Bezug auf die Bauraumorientierung zu erhöhen, wurde der Azimutwinkel, wie in Abbildung 2.3 dargestellt, eingeführt. Der Azimutwinkel variiert zwischen 0° (horizontal) und 90° (vertikal). Da die Zugproben nur in ihrer Längsrichtung belastet werden, ist die Berücksichtigung der Ausrichtung ihrer Längsachse im Fertigungs-/Bauraum für eine eindeutige Bezeichnung ausreichend. Die Richtungsabhängigkeit ist so, dass die höchsten Materialeigenschaften an Proben gemessen werden, deren Schichten parallel zur makroskopischen Belastung ausgerichtet sind [55, 56]. Dies scheint darauf zurückzuführen zu sein, dass die Wahrscheinlichkeit des Auftretens von Unregelmäßigkeiten und Hohlräumen mit zunehmender Anzahl der Schichten steigt. Dies ist jedoch nicht unbedingt gleichbedeutend mit einem erhöhten Grad an Porosität, sondern es hat sich gezeigt, dass die Verbindungen zwischen einzelnen Laserspuren und Schichten die Bedeutung der Anisotropie auf die Zugeigenschaften verändern [57–61]. Wie aus

der Tabelle 2.2 ersichtlich ist, kann diese Hypothese nicht allgemein angewendet werden, aber die qualitative Abhängigkeit sollte ähnlich sein. Die angegebenen Werte variieren in Abhängigkeit von den Parametereinstellungen und Umgebungsbedingungen. Einige Studien weisen darauf hin, dass die Abtragung der Oberfläche und die damit verbundene Beseitigung der erhöhten Porendichte in der Übergangszone zwischen Oberfläche und Kern zu einer Festigkeitssteigerung führen kann [20, 36, 62–64]. Die Wärmebehandlung kann die mechanischen Eigenschaften deutlich beeinflussen. AlSi-Legierungen weisen eine inhomogene Zusammensetzung und Korngröße über jede einzelne Schicht auf, was zu einer heterogenen Verteilung der Si-Partikel während der Erstarrung führt. Durch Wärmebehandlungen, wie z. B. der T6-Behandlung, können die Legierungen homogenisiert werden. Das Lösungsglühen führt zu einer Vergrößerung des Gefüges, was eine geringere Festigkeit und eine hohe Duktilität zur Folge hat [20, 39, 65]. In mehreren Studien wurden die Auswirkungen einer Spannungsarmglühung auf die mechanischen Eigenschaften untersucht [19, 49, 52]. Dabei kristallisiert sich heraus, dass die Streckgrenze und die Zugfestigkeit im Vergleich zum Ausgangszustand abnehmen, während die Duktilität zunimmt. Dies steht im Gegensatz zu gegossenen AlSi-Legierungen, bei denen konventionelle Wärmenachbehandlungen in den meisten Fällen zu einer höheren Festigkeit und geringerer Duktilität führen [66]. Durch die anschließende Alterung wird das Gefüge durch die Angleichung der unterschiedlichen Ausscheidungshärtungszustände homogenisiert. Dadurch wird die Inhomogenität beseitigt [2, 46, 47, 56, 62].

2.3 Wärmebehandlungen

Durch gezielte Wärmebehandlungen lassen sich die mechanischen Eigenschaften, wie Härte, Zugfestigkeit und Bruchdehnung, der AlSi10Mg-Legierungen verändern. Ein weiterer positiver Aspekt der thermischen Nachbehandlung ist die Reduzierung der Eigenspannungen. Die nachfolgenden Kapitel geben eine Übersicht über das heißisostatische Pressen, die T6- und die T5-Wärmebehandlung.

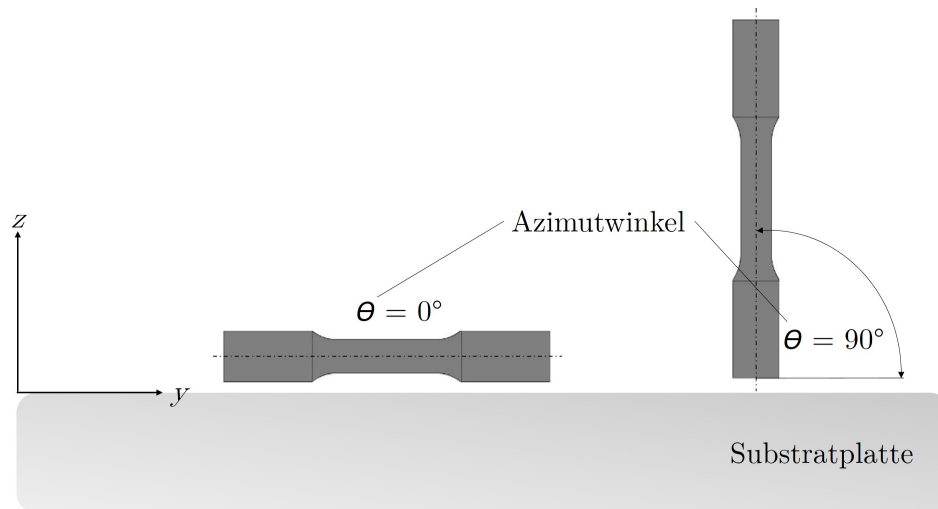


Abbildung 2.3: Angewandte Nomenklatur für die Beschreibung der Orientierung von Zugproben; Grafik nach [24].

2.3.1 Heißisostatisches Pressen

Das heißisostatische Pressen (HIP) ist ein Verfahren, bei dem die inneren Defekte (Poren) in Bauteilen aus Metall und Keramik reduziert werden. Durch die Eliminierung dieser Hohlräume werden die mechanischen Eigenschaften auch bei AlSi10Mg-Legierungen verbessert.

Beim HIP wird das Bauteil in einen dichten Behälter gesetzt. Der befüllte Behälter wird anschließend in einem beheizbaren Druckkessel platziert. Dieser Kessel kann, unter Schutzgasatmosphäre (meist Argon), Temperaturen bis zu 2000°C und Drücken von 100 MPa - 200 MPa ausgesetzt werden. Temperatur und Druck sind hier jedoch variabel einstellbar. Tradowsky et al. untersuchen bei AlSi10Mg bspw. die Auswirkungen einer Behandlung bei 530°C und einem Druck von 100 MPa über eine Dauer von zwei Stunden [67]. Der Gasdruck wirkt auf alle Seiten des Werkstücks und erreicht damit ein Nachverdichten der geschlossenen, innen liegenden Poren. Poren, die am Werkstückrand liegen und somit offen sind, können mit diesem Verfahren nicht beeinflusst werden.

Die heißisostatisch behandelten Teile können dank dieser Verdichtungsmethode 100% der maximalen theoretischen Dichte erreichen, die Duktilität und die Ermüdungseigenschaften verbessern sich deutlich. Ein weiterer positiver Aspekt ist, dass die Eigenspannungen

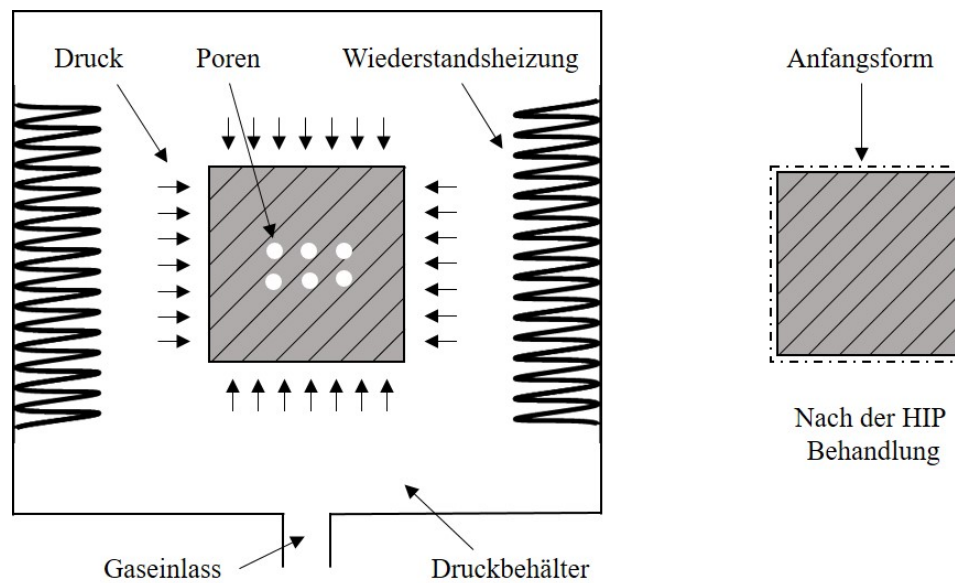


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung des heißisostatischen Pressens.

in hohem Maße abgebaut werden können.

In Abbildung 2.4 ist das Verfahren schematisch dargestellt. Die linke Seite der Abbildung zeigt ein Bauteil vor einer Behandlung, die Poren sind hier noch vorhanden. Die rechte Seite zeigt das Bauteil nach einer heißisostatischen Behandlung, hier sind keine Poren mehr festzustellen [68]. Uzan et al. untersuchten die Behandlung mit verschiedenen Temperaturen. Bei $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ wurden die Poren unter der Oberfläche $60 - 80\text{ }\mu\text{m}$ groß. Bei einer Temperatur von $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ verkleinerten sich die Poren auf $10 - 20\text{ }\mu\text{m}$. Jedoch war die Anzahl der Poren deutlich größer als bei $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ [19].

Schneller et al. beschreiben den Einfluss einer heißisostatischen Behandlung bei $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ und 100 MPa für zwei Stunden. Die Größe der Poren wurde hier ebenfalls signifikant verringert. Im Gegensatz zu den Untersuchungen von Uzan et al. verringert sich aber auch die Anzahl der Poren. Schneller et al. stellen fest, dass Risse bei heißisostatisch behandelten Proben direkt unterhalb der Oberfläche entstehen [69].

2.3.2 T6-Wärmebehandlung

Herkömmliche Wärmebehandlungen, wie die sehr verbreitete T6-Wärmebehandlung, die aus Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagerung besteht und bekanntermaßen die mechanische Festigkeit von Gusswerkstoffen erhöht, verringern die statischen Festigkeiten von Al-Si-Mg, das mittels PBF-LB hergestellt wurde, verbessern aber gleichzeitig die Ermüdungseigenschaften [5, 18]. Vergleicht man den Ausgangszustand (ohne Nachbehandlung) von PBF-LB-gefertigtem Al-Si-Mg mit dem jeweiligen Gusszustand, so zeigen sich Abweichungen in der Materialfestigkeit [70]. Beim Al-Si-Mg-Guss erfolgt das Lösungsglühen zur Homogenisierung des Gefüges und zur Beseitigung von Seigerungen in der Werkstoffzusammensetzung, die durch die langsame Abkühlung und die damit verbundenen Änderungen der Anteile an gelösten Legierungselementen entstehen. Bei Gussteilen wird in der Regel ein Lösungsglühen durchgeführt, bis eine vollständige Homogenisierung erreicht ist. Das Gefüge im Gusszustand als solches bleibt jedoch weitgehend unverändert, und längere als die erforderlichen Lösungsglühedauern haben nur geringe Auswirkungen auf die resultierende Materialfestigkeit. Im Falle des PBF-LB-Gefüges ist die Situation völlig anders. Das PBF-LB-Gefüge erfährt innerhalb der ersten 45 bis 60 Minuten des Lösungsglühens eine vollständige Umwandlung, gefolgt von einer kontinuierlichen Vergrößerung des Gefüges [70]. Nach der Umwandlung des PBF-LB-Gefüges können jedoch die ursprüngliche Härte und die statische mechanische Festigkeit zum Teil nicht mehr erreicht werden [42, 71–73]. Während das feine eutektische α -Al/Si-Netzwerk verschwindet und die α -Al-Körner deutlich größer werden, sind die ehemaligen Schmelzbadgrenzen weiterhin sichtbar und werden durch eng beieinander liegende Si-Körner markiert. Dieses Verhalten ist aufgrund der Art und Weise, wie das Gefüge im Ausgangszustand aufgebaut ist, zu erwarten. Nur das während des Lösungsglühens die bereits größeren und damit energetisch stabilen Si-Körner eine zusätzliche Gelegenheit erhalten, weiter zu wachsen. Für AlSi12 wurde dokumentiert, dass die von Si-Teilchen besetzte Gesamtfläche innerhalb der ersten 2 h des Lösungsglühens um etwa

14 % zunimmt [74]. Mit der maximalen Löslichkeit von 1,65 Ma.-% für Si in α -Al ist diese Zunahme nicht zu erklären. Daher könnten eine erhöhte Löslichkeit oder sehr fein dispergierte Si-Partikel, die in den rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen wahrscheinlich verborgen bleiben, die Ursache sein. Beide Faktoren würden die Härte im Bau-Zustand erhöhen und den deutlichen Härteabfall bei AlSi10Mg erklären. Darüber hinaus kann das Lösungsglühen die relative Dichte des Materials aufgrund des Wachstums von gasgefüllten Poren während der Behandlung verringern.

Aboulkhair et al. untersuchten die Auswirkungen einer abgewandelten T6-Wärmebehandlung. Die Proben wurden für eine Stunde bei 520 °C lösungsgeglüht, anschließend in Wasser abgeschreckt und für sechs Stunden bei 160 °C warmausgelagert. Die Ermüdungseigenschaften und die Duktilität verbesserten sich nachweislich. Eine Reduzierung der Eigenspannungen wurde ebenfalls nachgewiesen [18]. Iturrioz et al. untersuchten den Einfluss verschiedener Lösungsglühtemperaturen, mit anschließender Abschreckung in Wasser und folgender Warmauslagerung bei 180 °C für zwölf Stunden. Als Lösungsglühtemperaturen wurden 450 °C und 550 °C gewählt, beide Proben wurden jeweils für zwei Stunden geglüht. Beide Wärmebehandlungen veränderten das Gefüge der Proben. Es wurde in Abhängigkeit der Verteilung der Si-Atome im Gefüge vergrößert. Je höher die Glüh Temperatur, desto gröber das Gefüge. Die Festigkeitswerte der Proben, die bei 550 °C geglüht wurden, übertreffen die Festigkeitswerte der Proben, die bei 450 °C geglüht wurden. Das lässt sich auf vermehrte Mg_2Si Ausscheidung zurückführen [75].

F. Lv et al. untersuchten AlSi10Mg-Legierungen, welche zwischen 215 °C und 530 °C geglüht wurden, und anschließend bei Raumtemperatur bzw. zwischen 150 °C und 210 °C ausgelagert werden. Die Proben zeigten hier eine deutlich einheitlichere Mikrostruktur als die unbehandelten Proben. Die Härtewerte sind bei den behandelten Proben niedriger als bei den unbehandelten Proben (118 ± 5 HV) [76].

2.3.3 T5-Wärmebehandlung

Die T5-Wärmebehandlung, oft auch Spannungsarmglühen (engl. stress relief, SR) genannt, besteht aus zwei Teilschritten. Zunächst wird das Werkstück von der Fertigungstemperatur abgeschreckt und anschließend warmausgelagert. Vom T6-Wärmebehandlungsverfahren unterscheidet es sich somit um das fehlende Lösungsglühen. Bei Aluminium-Gussverfahren geschieht das Abschrecken zumeist direkt nach dem Gießprozess, deshalb ist kein Temperaturbereich definiert.

Das Warmauslagern geschieht typischerweise bei einer Temperatur von ca. 300 °C, welche über zwei Stunden gehalten wird. Seltener wird stattdessen eine Temperatur von nur 200 °C über denselben Zeitraum gehalten [66, 77].

Rosenthal et al. untersuchten unter anderem den Einfluss eines klassischen T5-Verfahrens mit einer Temperatur von 300 °C über zwei Stunden und eines modifizierten T5-Prozesses mit 200 °C über zwei Stunden auf statische Zugeigenschaften.

Die Streckgrenze der Proben, die mit dem modifizierten T5-Prozess behandelt wurden, lagen 64 % über der Streckgrenze der Proben nach einem klassischen T5-Verfahren und 13 % über der Streckgrenze von Proben im Bauzustand. Die Bruchdehnung fiel jedoch am geringsten aus. Beim klassischen T5-Verfahren wurden Eigenspannungen gegenüber dem Bauzustand abgebaut, beim modifizierten T5-Verfahren jedoch etwa verdoppelt, was auf die Bildung von Si-Ausscheidungen in Nanometer-Größe zurückzuführen ist [78].

Takata et al. erreichen bei der Gegenüberstellung unter anderem von Proben im Bauzustand mit Proben, die ein klassisches T5-Verfahren durchlaufen haben, auf sehr ähnliche Ergebnisse [79].

Zhang et al. untersuchten den Einfluss verschiedener Wärmebehandlungsverfahren auf das Ermüdungsverhalten und stellten fest, dass die Ermüdungslebensdauer, bezogen auf statische Versuche, am ehesten mit der Streckgrenze korreliert. Aufgrund dessen erweist sich das klassische T5-Verfahren mit 300 °C über zwei Stunden, sowie alle anderen Wärmebehandlungsverfahren als nachteiliger gegenüber dem unbehandelten Zustand [49].

2.4 Mechanische Behandlungen

Neben den thermischen gibt es auch die mechanischen Nachbehandlungen. In diesem Unterkapitel wird das Kugelstrahlen, das Sandstrahlen, das Polieren, die Reibrührverarbeitung und das Ultraschall-Strahlen genauer beschrieben. Des Weiteren wird der Einfluss der Oberflächenbearbeitungen auf Aluminiumlegierungen betrachtet.

2.4.1 Kugelstrahlen

Kugelstrahlen, oder auch Shot-Peening (SP) genannt, bezeichnet das Beschießen einer Oberfläche mit kugelförmigem Material. Durch die kinetische Energie der Kugeln wird die Oberfläche bei den Einschlägen plastisch verformt. Ergebnisänderungen können mithilfe der Anpassung des Bearbeitungsmediums (Größe und Material der Kugeln), des Deckungsgrades und der Strahlintensität erreicht werden. Da diese Strahlparameter erfolgreich kontrolliert werden können, gilt das Kugelstrahlen als Oberflächenbearbeitungsprozess mit guter Reproduzierbarkeit [20]. Die Strahlintensität wird anhand von Almenstreifen gemessen und daher als Almenintensität bezeichnet. Zur Bestimmung der Almenintensität wird ein Federstahlstreifen mit definierten Abmessungen einseitig kugelgestrahlt. Die aus dieser Behandlung resultierende Verformung kann gemessen werden und dient als Maß für die Intensität der Behandlung. Die Intensität kann auf Basis von drei verschieden dicken Almenstreifen bestimmt werden. Die Almenintensität wird angegeben durch die Bogenhöhe und die entsprechende Kurzbezeichnung des verwendeten Almenstreifens. Der Deckungsgrad gibt den Anteil der gestrahlten Oberfläche an, der durch die aufprallenden Kugeln verformt wurde. Es sollte immer ein Deckungsgrad von 100 % gewährleistet sein, da sonst die nicht verformten Oberflächenbereiche als Schwachstellen in Form von Rissursprüngen wirken. Wird ein Deckungsgrad von 200 % angegeben entspricht dies der doppelten Bearbeitungszeit für einen Bedeckungsgrad von 100 % [80]. Bagherifard et al. untersuchten PBF-LB-Proben, die bei einer Almenintensität $A = 10$

und vollständigem Bedeckungsgrad mit S170H Stahlkugeln ($\varnothing 0,43$ mm) kugelgestrahlt wurden. Dieser Prozess wurde auf unbehandelte und auf thermisch behandelte Proben angewendet. Das Kugelstrahlen führt in beiden Fällen zu einer Reduktion der Oberflächendefekte und verringerten Rauigkeiten. Die Härte stieg an der Oberfläche um etwa 20 % durch die Kaltverfestigung infolge der Einschläge. Dieser Effekt tritt bei Proben im Ausgangszustand bis zu einer Tiefe von etwa 0,2 mm auf. Thermisch behandelte Proben weisen Härtesteigerungen bis zu in etwa 0,25 mm Tiefe auf. Die Ermüdungsfestigkeit bei Umlaufbiegeversuchen für 3 Millionen Zyklen stieg von etwa 50 MPa im Ausgangszustand auf etwa 185 MPa nach dem Kugelstrahlen. Bei thermischer Behandlung mit anschließendem Kugelstrahlen wurden nur etwa 102 MPa erreicht, obwohl die rein thermisch behandelte Probe mit etwa 75 MPa eine höhere Ermüdungsfestigkeit aufwies als Proben im Ausgangszustand [20].

Die Untersuchungen von Damon et al. (Almenintensität $A = 0,2$; Bedeckungsgrad 100 %; S170 Stahlkugeln $\varnothing 0,4$ mm; Härte HRC56) wurden durchgeführt mit dem Ziel, oberflächennahe Poren zu verkleinern bzw. zu schließen. Bei dieser Behandlung wurde eine gesteigerte Oberflächenrauheit verzeichnet. Es wurden Umlaufbiegeversuche mit 50 Hz und einem maximalen Moment von 50 Nm durchgeführt. Dabei wurden Spannungen zwischen 80 MPa und 135 MPa untersucht. Nach der Methode von Archimedes und durch eine Schliffbilduntersuchung wurden vor der Kugelstrahlbehandlung Porositäten zwischen 1,7 % und 2,4 % festgestellt. Die Auswertung der CT Daten zeigten dagegen geringere Werte, die meist unter 1 % lagen. Nach dem Kugelstrahlen wurde eine um 0,1 % bis 0,3 % verringerte Porosität festgestellt. Diese Porositätsreduktion findet besonders in der Nähe der Oberfläche statt. Die maximalen Druckspannungen liegen durch das Kugelstrahlen tiefer im Bauteil. Der Betrag der maximalen Druckspannung bleibt jedoch gleich. Eine weitere Untersuchung nach 1000 Belastungszyklen zeigt eine Reduktion der Druckspannungen im Oberflächenbereich. Die Wöhlerlinie liegt für kugelgestrahlte Proben höher als für Proben im Ausgangszustand [15].

Eine weitere Arbeit befasst sich mit dem Unterschied von Kugelstrahlen mit Stahlku-

geln und Keramikkugeln. Bei diesem Versuch wurden alle Proben zu Beginn spanend bearbeitet, um die Prüfgeometrie zu erzeugen. Nach dem Kugelstrahlen wurden, besonders bei Stahl als Kugelmaterial, stark erhöhte Rauheiten festgestellt. Druckgussproben zeigten hier im Vergleich die schlechtesten Ergebnisse. PBF-LB-Proben ohne Nachbehandlung haben ein stark verbessertes Ermüdungsverhalten aufgezeigt, welches durch eine Politur vor dem Kugelstrahlen noch weiter verbessert werden konnte. Eine Politur nach der Kugelstrahlbehandlung wirkte sich ebenfalls positiv auf die erreichte Zyklenzahl im Schwingversuch aus. Die besten Werte wurden bei einem Abtrag von 25 μm durch mechanisches Polieren erreicht. Eine Auswirkung des Strahlmaterials auf das Ergebnis konnte nicht festgestellt werden [81]. In einer weiteren Studie wurde der Effekt unterschiedlicher Kugelstrahlprozesse bei unterschiedlichen Oberflächenzuständen untersucht. Das Kugelstrahlen wurde mit einer 19 mm-Durchmesser-Düse, einem Abstand von 152 mm und einem Aufprallwinkel von 90° durchgeführt. Bei einem Bedeckungsgrad von 200 % wurden zwei verschiedene Almenintensitäten mit jeweils unterschiedlichen Glaskugeln verwendet (Gp165 Glasperlen mit einer Almenintensität $A = 22,9$ beziehungsweise Gp50 Glasperlen mit einer Almenintensität $A = 20,3$) und anschließend verglichen. Die Oberflächendefekte der unbearbeiteten Probe wurden durch das Kugelstrahlen reduziert. Zudem wurde die Rauheit reduziert. Bei spanend bearbeiteten Oberflächen führen hohe Strahlintensitäten zu Mikrorissen in der Oberfläche. Kugelgestrahlte Proben ohne vorherige spanende Bearbeitung weisen bis zu einer Tiefe von 0,35 mm höhere Härten auf als mechanisch bearbeitete und kugelgestrahlte Proben. Für die Eigenspannungen spielt der Oberflächenzustand vor dem Kugelstrahlen keine Rolle [82]. Druckspannungen im Oberflächenbereich sind auch in anderen Untersuchungen ein Ergebnis des Kugelstrahlens [83, 84].

2.4.2 Sandstrahlen

Sandstrahlen, oder auch Sand Blasting (SB), bezeichnet das Beschießen einer Oberfläche mit einem körnigen Material mit unterschiedlicher Form und Größe. Als Trägermedium wird hauptsächlich Druckluft verwendet, jedoch sind auch Schleuderrad-Anlagen üblich. Beim Aufprall des Strahlguts kommt es aufgrund der zumeist kantigen Geometrie der Körner zu einem Abtrag der Oberfläche, zu einer Änderung der Oberflächenrauheit, sowie zu einer Verfestigung der Oberfläche aufgrund der eingetragenen kinetischen Energie. Einfluss auf die Oberflächenrauheit hat sowohl die Wahl des Materials, die Kornform und Korngröße, als auch der Druck, mit dem beaufschlagt wird. Je größer die Korngröße und je kantiger das Korn, desto größer ist die Rautiefe R_a . Die Wahl des Materials spielt nur eine untergeordnete Rolle [20, 85]. Durch das Sandstrahlen wird die Oberfläche additiv gefertigter Proben stark verändert. Durch die Deformation und den gleichzeitigen Abtrag sind kaum noch oberflächliche Satelliten oder kugelförmige Unregelmäßigkeiten vorhanden, wie Abbildung 2.5 zeigt. Lediglich vereinzelte Porositäten sind weiterhin vorhanden. Wenn Poren durch Abtrag freigelegt, nicht aber abgetragen werden, kann dies zu einer Verschlechterung der Ermüdungseigenschaften führen [20].

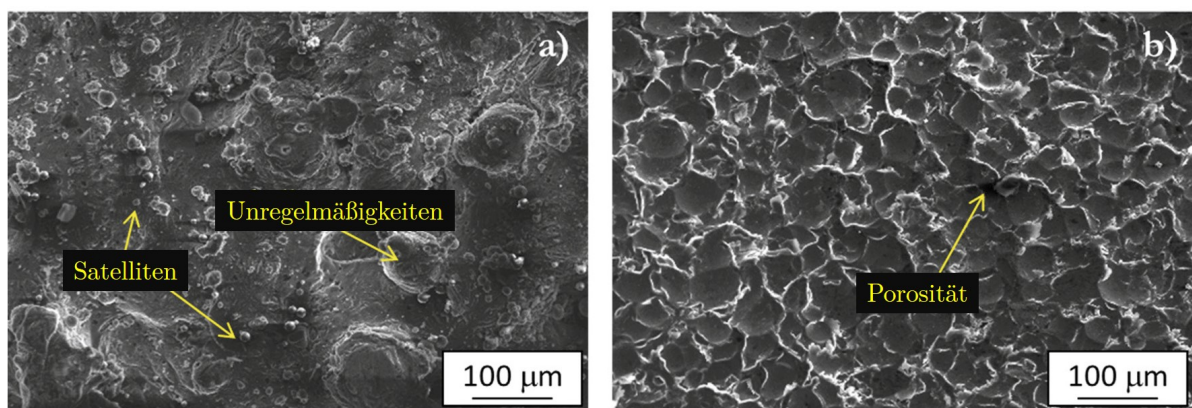


Abbildung 2.5: Porositäten, Fehlstellen auf der Oberfläche (a. Ausgangszustand, b. Sandgestrahlt); Grafik nach [86].

Avanzini et al. zeigten, dass durch das Sandstrahlen (60 - 155 µm Korngröße, 0,5 MPa Druckbeaufschlagung) additiv gefertigter Proben deren Rautiefe R_a um 47 % reduziert

werden konnte. Die Rautiefen R_a wiesen außerdem 43% weniger Streuung auf ($13,2 \pm 2,1 \mu\text{m}$ auf $7,0 \pm 1,2 \mu\text{m}$). Vor dem Sandstrahlen waren aufgrund der hohen Abkühlraten des PBF-LB-Prozesses Zugeigenspannungen von $76 \pm 10 \text{ MPa}$ vorhanden. Danach waren es $105 \pm 2 \text{ MPa}$ Druckeigenspannungen. Ein Vergleich der ermittelten Ermüdungseigenschaften sandgestrahlter Proben und der unbehandelten Proben wurde nicht gemacht. Es wurde lediglich auf die Ermüdungseigenschaften unbehandelter Proben anderer Arbeiten verwiesen. Gegenüber diesen war die Ermüdungsfestigkeit der sandgestrahlten Proben höher [86].

Bagherifard et al. kamen zu ähnlichen Ergebnissen. Die Rautiefe R_a wurde um fast 50% reduziert, ebenso die Streuung der Rautiefe. Bei den unbehandelten Proben waren Zugeigenspannungen von durchschnittlich 70 MPa vorhanden. Durch den Prozess des Sandstrahlens wurden Druckeigenspannungen von 90 MPa an der Oberfläche bis zu 155 MPa $0,12 \text{ mm}$ unter der Oberfläche induziert. Die Ermüdungsfestigkeit nach ISO12107 für 3 Millionen Zyklen stieg von etwa 50 MPa im unbehandelten Zustand auf etwa 173 MPa nach dem Sandstrahlen [20]. Ein Grund für die höheren Druckeigenspannungen könnte die Verwendung größerer Körner ($200 - 300 \mu\text{m}$) und ein höherer Druck ($0,7 \text{ MPa}$) sein [86].

Uzan et al., Damon et al. und Bagherifard et al. sind sich einig, dass höhere Druckeigenspannungen zu einer Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit führen [15, 20, 81, 86].

2.4.3 Polieren

Das Polieren ist eine Bearbeitung der Oberfläche eines Werkstücks mit dem Ziel, diese zu glätten. Dies geschieht durch feinste Polierkörner unbestimmter Form, welche lose in einer Polierpaste gebunden sind. Das Polieren von metallischen Oberflächen geschieht in der Regel mit rotierenden Scheiben aus Filz oder Leder, auf die die Polierpaste aufgetragen wird. Da nur ein minimaler Abtrag geschieht, eignet sich das Polieren am besten für eine bereits geschlichtete oder geschliffene Oberfläche. Anders als beim Schlichten wird

beim Polieren die Oberfläche nicht überschmiert. Fehlstellen können somit erkannt werden, die bei einem Schlichten ohne nachträgliches Polieren nicht erkannt worden wären. Uzan et al. untersuchten den Einfluss unterschiedlicher Oberflächenbehandlungen auf die Ermüdungseigenschaften additiv gefertigter Proben, darunter auch das Polieren direkt nach dem Fertigen, sowie nach vorherigem Kugelstrahlen. Die Proben, die beiden Behandlungen unterzogen wurden, wiesen eine höhere Rautiefe und zudem eine höhere Ermüdungsfestigkeit auf als die ausschließlich polierten Proben. Daraus lässt sich schließen, dass eine möglichst glatte Oberfläche eine untergeordnete Rolle spielt gegenüber den induzierten Druckeigenstressungen durch das Kugelstrahlen. Die besten Ergebnisse bezüglich der Ermüdungsfestigkeit ließen sich erzielen, indem man nach einer Kugelstrahlbehandlung $25\ \mu\text{m}$ durch mechanisches Polieren abgetragen hat [81].

In einer anderen Arbeit untersuchten Uzan et al. den Einfluss des Polierens auf wärmebehandelte Proben. Gegenübergestellt waren Proben, die ausschließlich wärmebehandelt waren ($300\ ^\circ\text{C}$ für 2 h spannungsarmgeglüht, HIP $250\ ^\circ\text{C}$, HIP $500\ ^\circ\text{C}$), Proben, die anschließend geschlichtet wurden und Proben, die anschließend geschlichtet und poliert wurden. Die Proben, welche alle drei Verfahren durchlaufen haben, wiesen die höchsten Ermüdungsfestigkeiten auf. Jedoch zeigte sich, dass der Unterschied zu den wärmebehandelten und geschlichteten Proben nur geringfügig war [19].

2.4.4 Reibrührverarbeitung

Die Reibrührverarbeitung, oder auch Friction-Stir-Processing (FSP) genannt, wurde aus dem Reibrührschweißen entwickelt und wird in der Regel verwendet, um die Mikrostruktur der Oberfläche bei Gusslegierungen zu verändern. Bei dem Prozess taucht das rotierende Werkzeug, bestehend aus Stift und Schulter, unter axialer Kraft bis zur Schulter in das Werkstück ein. Im Anschluss wird das Werkzeug parallel zur Oberfläche mit Hilfe einer Traverse durch das Werkstück bewegt. Dieser Prozess ist in Abbildung 2.6 dargestellt. Während des FSP-Verfahrens werden die Wärmeerzeugungsrate und der Ma-

terialfluss durch die Prozessparameter beeinflusst. Zu diesen Parametern gehören die Werkzeuggeometrie, die Drehzahl, die Vorschubgeschwindigkeit und der Neigungswinkel des Werkzeuges [87].

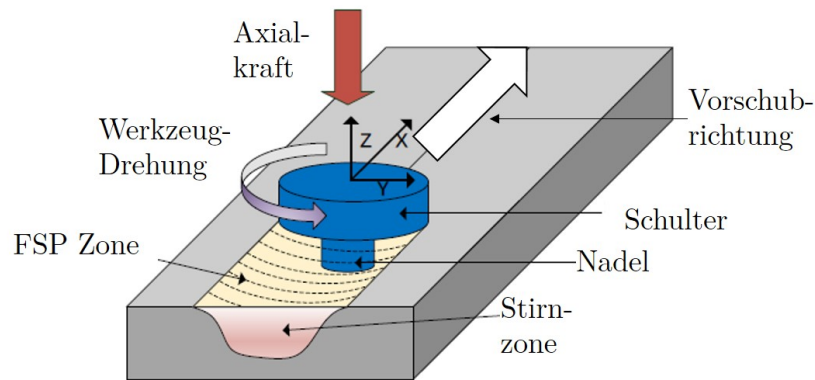


Abbildung 2.6: Schematische Darstellung FSP; Grafik nach [87].

Eine Anwendung dieses Verfahrens auf eine flache PBF-LB-Probe hat eine Reduktion der Poren und eine Homogenisierung des Gefüges zur Folge. Bei einer Anwendung auf PBF-LB-Proben, die HIP-Behandelt wurden, wurde neben der weiteren Reduktion der Poren und der Homogenisierung ein feineres Gefüge und eine gesteigerte Härte gegenüber den Proben, die nur HIP-behandelt wurden, festgestellt [88].

2.4.5 Ultraschall-Strahlen

Das Ultraschall-Strahlen, oder auch Ultrasonic Peening Treatment (UPT) genannt, wird verwendet, um die Eigenspannungen in der Oberfläche von Bauteilen durch plastische Deformation zu modifizieren. Üblicherweise bei Schweißnähten angewendet, resultiert die Behandlung in der Umwandlung von Zugspannungen in Druckspannungen. Dadurch können Oberflächenhärte und Ermüdungslebensdauer erhöht werden. Die plastische Deformation wird bei diesem Verfahren durch hochfrequentes Auftreffen einer Peening-Nadel auf die Werkstückoberfläche erreicht [89]. Das Verfahren kann durch Frequenz, Amplitude und Behandlungszeit beeinflusst werden.

Angewandt auf Aluminiumlegierungen, die im PBF-LB-Prozess hergestellt wurden, führt

dieses Verfahren zu einer Härtesteigerung um etwa 20 %. Die Zugspannungen an der Oberfläche werden in Druckspannungen umgewandelt mit einer Betragsdifferenz von maximal 170 MPa. Die Effekte wurden noch in einer Tiefe von 1,5 mm bis 2 mm nachgewiesen. Zudem konnte eine Porenreduktion festgestellt werden [90].

Weitere Untersuchungen mit, bis auf die Amplitude, identischen Parametern für das Ultrasonic Peening zeigen eine Reduktion der Zugspannungen um etwa 200 MPa bis zu Druckspannungen von über 150 MPa. Dieses Ergebnis dient als Verifikation einer Simulation des Verfahrens. Diese Simulationen zeigen, dass die eingebrachten Druckspannungen umso höher ausfallen, je länger die Behandlung durchgeführt wird, je höher die Amplitude ist und je höher die Frequenz gewählt wird. Der Effekt der Behandlung reicht, unabhängig von Frequenz, Amplitude und Behandlungsdauer, bis zu einer Tiefe von etwa 2 mm [89].

2.5 Sonstige Oberflächenbehandlungen

Zuzüglich zu den thermischen und mechanischen Behandlungen gibt es weitere Behandlungen, welche diesen beiden nicht zugeordnet werden können. Das Laser-Shock-Peening, chemische Behandlungen, Plasma-Elektrolytisches-Polieren und Laser-Polieren werden in diesem Kapitel genauer beschrieben.

2.5.1 Laserbasiertes Härten von Oberflächen

Das Laserbasierte Härten von Oberflächen, oder auch Laser Shock Peening (LSP) genannt, dient dazu, Druckspannungen in Oberflächen zu erzeugen. Dadurch ist dieses Verfahren eine Möglichkeit zur Verbesserung der Ermüdungslebensdauer. Die Druckspannungen können tiefer in das Material reichen, im Gegensatz zu kugelgestrahlten Oberflächen.

Die zu behandelnde Oberfläche wird bei diesem Verfahren mit einer Schicht versehen, um die Laserenergie absorbieren zu können. Unter einer transparenten Deckschicht wird das

Bauteil anschließend mit hochfrequenten Laserpulsen bestrahlt. Die Laserenergie führt dazu, dass die absorbierende Schicht verdampft und ein Plasma entsteht. Dies führt durch den entstehenden hohen Druck zu einem Schock, der zur plastischen Deformation der Oberfläche führt und somit Druckspannungen erzeugt [91]. Abbildung 2.7 zeigt die schematische Darstellung des LSP.

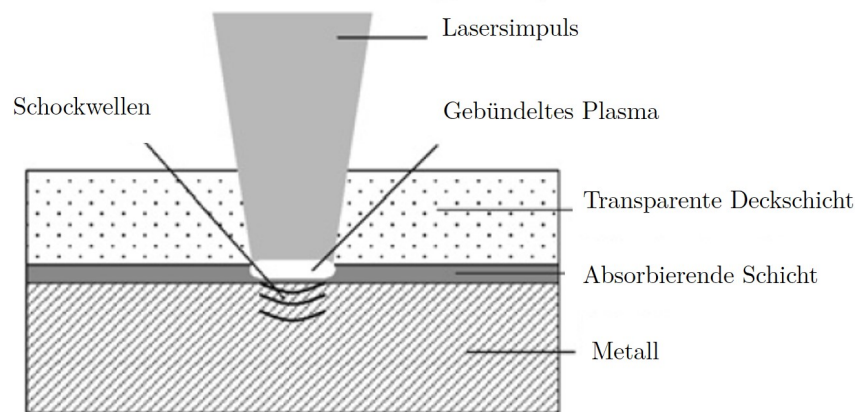


Abbildung 2.7: Schematische Darstellung LSP; Grafik nach [91].

Auf spannungsarmgeglühte PBF-LB-Proben angewendet, führte die Behandlung mit einer Laserpulsintensität von 5 GW/cm^2 zu einer Reduktion, sowie zu einer Schließung von Poren $> 0,02 \text{ mm}$ bis zu einer Tiefe von $0,7 \text{ mm}$ unter der Oberfläche. Bei einer Laserpulsintensität von 10 GW/cm^2 waren neben der Porenreduktion auch Schäden an der Oberfläche zu erkennen [92].

Ein Ansatz, um das Laser Shock Peening schon während dem Bauprozess einzusetzen, ermöglicht das Einbringen von Druckspannungen bis zu Tiefen, die nicht mit dem gewöhnlichen Laser Shock Peening zu erreichen sind. Hierbei wurde wiederholt nach dem Verschmelzen einiger Schichten der Bauprozess unterbrochen, um die Laser-Shock-Peening-Behandlung zwischen zu schalten [93].

2.5.2 Chemische Verfahren

Chemische Oberflächenbehandlungen werden hauptsächlich dann verwendet, wenn die Bauteile besonders komplex aufgebaut sind und ein Einsatz von weiteren Bearbeitungswerkzeugen nicht mehr möglich ist. Man unterscheidet bei chemischen Verfahren zwischen chemical machining und chemical brightening. Ersteres bedeutet, dass ausschließlich die obersten Schichten der Bauteile entfernt werden. Die nicht geschmolzenen Pulverpartikel werden durch Säure weggeätzt. Beim chemical brightening hingegen werden oberflächennahe Poren und Risse geglättet. Das führt zu einer noch glatteren Oberfläche als beim chemical machining. Oftmals werden beide Verfahren hintereinander angewendet. Bei der chemischen Oberflächenbehandlung werden die Bauteile in einem Behälter mit einer Säure platziert. Beispiele dieser Säure sind: Salpetersäure, Phosphorsäure und Schwefelsäure. Es gibt allerdings noch viele weitere mögliche Säurebäder. Nach der festgelegten Zeit im Säurebad werden die Bauteile in einem Ultraschallbad aus Essigsäure gereinigt.

Scherillo et al. untersuchten die Auswirkungen von 75 Minuten in Salpetersäure (HNO_3). Die AlSi10Mg Proben wurden hier alle 15 Minuten aus der Salpetersäure genommen und mit Essigsäure in einem Ultraschallbad ausgespült. Essigsäure spült lose Ablagerungen aus den Proben heraus. Im zweiten Schritt werden die Proben für 7,5 Minuten in Phosphorsäure (H_3PO_4), Schwefelsäure (H_2SO_4), Flusssäure (HF) und Kupfersulfat (CuSO_4) getaucht. Die Proben wurden auch hier alle 2,5 Minuten in einem Ultraschallbad aus Essigsäure gesäubert. In dieser Studie zeigte sich, dass insbesondere scharfe, spitze Erhebungen auf der Probenoberfläche geglättet wurden [16]. In Abbildung 2.8 ist im Bereich 1 die Bauteiloberfläche nach dem Herstellungsprozess zu sehen. Hier stechen die spitzen Erhebungen hervor. Im 2. Bereich sieht man die Oberfläche nach dem ersten Prozessschritt, dem chemical machining. Hier sind die Erhebungen schon deutlich geglättet. Im 3. Bereich sieht man die Bauteiloberfläche nach dem chemical brightening, die Er-

hebungen sind hier verschwunden, die Oberfläche bildet ausschließlich kleinere Wellen aus.

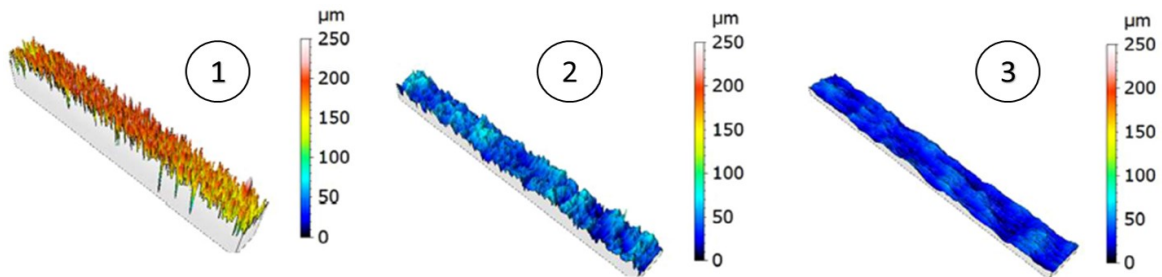


Abbildung 2.8: Oberfläche einer Probe im Ausgangszustand (1) (nach PBF-LB) und nach den chemischen Verfahren (2, 3); Grafik nach [16].

2.5.3 Plasma-Elektrolytisches Polieren

Beim Plasma-Elektrolytischen Polieren wird das Werkstück in einen niedrig konzentrierten Elektrolyten getaucht und anodisch kontaktiert. Unter Spannungen von 180 V bis 400 V findet ein Abtrag der Oberfläche statt. Aufgrund der Prozesseigenschaften werden hierbei zuerst die Spitzen einer rauen Oberfläche abgetragen, wodurch Rauheitswerte R_a von 0,01 µm erreicht werden können.

Innenliegende Strukturen sind schwer zu erreichen, da dieses Verfahren mit elektrischen Feldern arbeitet und somit geometriebedingt der Effekt des Faraday'schen Käfigs auftreten könnte. Durch die Glättung ist eine Reduzierung der Kerbwirkung und eine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften gegenüber dem unbehandelten Zustand zu erwarten [94].

2.5.4 Laser-Polieren

Beim Laser-Polieren (LP) wird die Oberfläche eines Werkstücks durch die Energie eines Laserstrahls lokal erneut aufgeschmolzen. Während das Material flüssig ist, glättet sich die Oberfläche aufgrund der Oberflächenspannung. Durch den Prozess wird, anders als bei anderen mechanischen Nachbehandlungsverfahren kaum Material abgetragen. Die

durch das Verfahren entstehende Oberflächentopologie und -rauheit kann durch Laserparameter wie Scangeschwindigkeit, Überdeckung der Spuren, Strahlenintensität und -leistung beeinflusst werden. Abbildung 2.9 zeigt den schematischen Prozess des Laser-Polierens [95]. Durch das Laser-Polieren einer additiv gefertigten Oberfläche wird nicht nur die Oberflächenrauheit reduziert. Auch oberflächliche und oberflächennahe Poren, sowie unaufgeschmolzenes Pulver können eliminiert werden und ergeben eine gleichmäßigere Oberfläche [5, 95]. Schanz et al. konnten die Rautiefe R_a um 92 % von $8,7 \mu\text{m}$ auf $0,66 \mu\text{m}$ reduzieren. Eine Welligkeit der Oberfläche, sowie das Auftreten von kleinen Erhebungen konnte nicht vermieden werden. Auch kleinere Poren waren aufzufinden. Diese Mängel lassen sich durch eine Optimierung der Prozessparameter beheben [95].

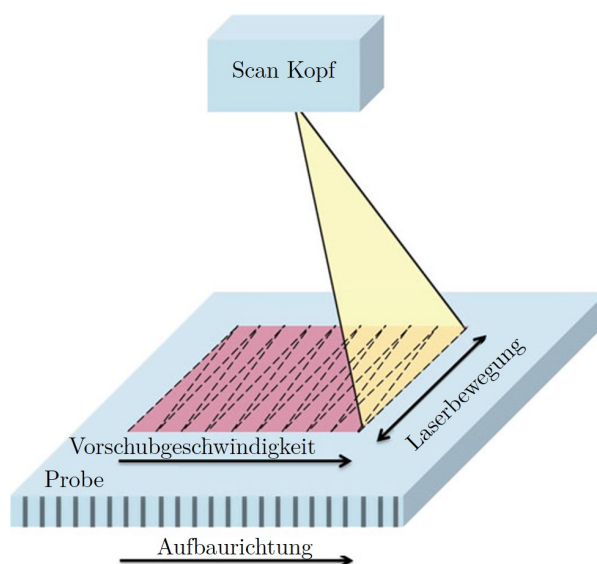


Abbildung 2.9: Schematische Funktionsweise des Laser-Polierens mit eindimensionalem Scan-Kopf; Grafik nach [95].

2.6 Zusammenfassung und Erkenntnisse

Sandstrahlen und Kugelstrahlen der Proben verringern die Porosität gegenüber den unbehandelten Proben. Das Lösungsglühen dagegen erhöht die Porosität. Werden die Proben jedoch nach dem Lösungsglühen einer Sandstrahl- oder Kugelstrahlbehandlung un-

terzogen, lässt sich die Porosität wieder verringern.

Die Oberflächenrauheiten wurden durch mechanisches Polieren reduziert. Bei sandgestrahlten Proben konnten ebenfalls reduzierte Rauheiten festgestellt werden. Kugelgestrahlte Proben zeigten kein eindeutiges Verhalten der Rauheitsentwicklung. Wie die Ergebnisse von Uzan et al. zeigen, hängt die resultierende Rauheit stark von den Prozessparametern (Kugelmateriale, -durchmesser und Almenintensität) ab [81]. Alle polierten, sandgestrahlten oder kugelgestrahlten Proben weisen ein verbessertes Ermüdungsverhalten gegenüber den Proben ohne die jeweilige Behandlung auf. Die Verbesserung der Ermüdungseigenschaften von kugelgestrahlten Proben, trotz vergrößerter Rauheitswerte, wird auf andere Effekte, wie z. B. die induzierten Eigenspannungen zurückgeführt. Allgemein lässt sich damit sagen, dass ein Zusammenhang zwischen der verbesserten Rauheit und der verbesserten Ermüdungseigenschaft besteht.

Eigenspannungen können durch thermische oder mechanische Behandlungen beeinflusst werden. Lösungsglühen eliminiert jegliche Spannungen im Bauteil. Sandstrahlen und Kugelstrahlen bringen starke Druckspannungen im Bauteil ein. Nach dem Lösungsglühen gestrahlte Proben weisen ebenfalls starke Druckspannungen auf. Diese sind jedoch geringer als bei Proben, die nur eine Strahlbehandlung erfahren haben. Zu beachten ist, dass die Eigenspannungen im Oberflächenbereich entstehen und mit zunehmender Tiefe abnehmen. Die Ermüdungseigenschaften werden durch Einbringung von Druckeigenspannungen erheblich verbessert. Die Druckeigenspannungen sowie die Ermüdungsfestigkeit bei der ausschließlich kugelgestrahlten Probe sind am höchsten. Bei sandgestrahlten Proben, die zuvor wärmebehandelt wurden, ist die Eindringtiefe der Druckeigenspannungen höher als bei ausschließlich sandgestrahlten Proben. Grund hierfür könnte eine, durch die Temperaturbehandlung abgebaute Oberflächenhärte sein.

Durch thermische Behandlungen treten im Vergleich zu unbehandelten Proben verringerte Härten auf. Bei sandgestrahlten und kugelgestrahlten Proben kann, ausgehend von temperaturbehandelten oder unbehandelten Proben, die Härte gesteigert werden. Nach dem Lösungsglühen gestrahlte Proben weisen eine geringere Härte auf als unbehandelte Proben. Die temperaturbehandelten und anschließend gestrahlten Proben weisen eine deutlich höhere Ermüdungsfestigkeit auf als unbehandelte Proben, obwohl die behandelten Proben eine geringere Härte besitzen. Bei ausschließlich gestrahlten Proben korreliert die Ermüdungsfestigkeitssteigerung mit der Härtesteigerung. Es lässt sich dadurch keine eindeutige Aussage über den Einfluss der Härte auf die Ermüdungsfestigkeit treffen. Sollten dennoch Zusammenhänge bestehen, werden diese durch andere Effekte überlagert.

Anhand der Erkenntnisse lässt sich feststellen, dass eine verringerte Porosität, eine verringerte Rauheit und erhöhte Druckeigenstressungen einen positiven Effekt auf die Schwingfestigkeit haben.

Aboulkhair et al. untersuchten unbehandelte, geschlichtete und Proben behandelt mit einem modifizierten T6-Prozess. Sie fanden heraus, dass die wärmebehandelten Proben im gesamten Belastungsbereich höhere Schwingspielzahlen ertragen als die unbehandelten Proben. Die spanende Bearbeitung hingegen hat wenig Effekt auf die erreichten Schwingspielzahlen bei den Belastungen [18].

Zhang et al. verglichen unbehandelte Proben mit Spannungsarmgeglühten und Lösungsgelühten bzw. Proben mit einem modifizierten T6-Prozess. Bei ihren Versuchen im sinusförmig wechselnden Belastungsbereich zeigte sich, dass die thermisch behandelten Proben eine reduzierte Spannungsamplitude ertragen.

Weitere Untersuchungen ergaben, dass geschlichtete und polierte Proben gegenüber nur geschlichteten Proben eine zu höheren Spannungen verschobene Wöhlerlinie weisen. Zu-

dem weisen die geschlichteten und polierten Proben eine geringere Streuung auf. Die geschlichteten und gestrahlten Proben zeigen eine weitere Verbesserung im oberen Schwingzahlenbereich und eine flachere Wöhlerlinie. Des Weiteren untersuchten sie verschiedene thermische Behandlungen. Diese zeigten, dass geschlichtete und warmausgelagerte Proben eine Erhöhung der Schwingspielzahl in Richtung der Langzeitfestigkeit aufweisen als ausschließlich geschlichtete Proben und somit im niedrigen Schwingzahlbereich eine höhere Spannung und im höheren Schwingzahlbereich eine niedrigere Spannung ertragen. Die geschlichteten und warmausgelagerten Proben weisen aber hier eine höhere Streuung als die geschlichteten Proben auf [96].

Anhand dieser Ergebnisse zeigt sich, dass sowohl thermische Behandlungen als auch Strahlbehandlungen einen positiven Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit haben können.

Die Ergebnisse von Uzan et al. zeigten, dass geschlichtete und polierte Proben für geringe Schwingspielzahlen eine leichte Verbesserung aufweisen. In Kombination mit dem Spannungsarmglühen zeigte sich eine Verringerung der erreichten Zyklen bei gleichbleibenden Belastungen. Durch eine HIP-Behandlung gab es eine starke Reduktion gegenüber geschlichteten und polierten Proben. Diese ist der Reduktion durch Spannungsarmglühen ähnlich [19].

Weitere Versuche von Uzan et al. zeigten, dass eine Bearbeitung der Oberfläche durch Kugelstrahlen vor allem im hohen Schwingspielbereich vorteilhaft für das Ermüdungsverhalten ist. Außerdem ist zu erkennen, dass Proben, die vor der Kugelstrahlbehandlung einer Politur unterzogen wurden, eine höhere Ermüdungsfestigkeit aufweisen als Proben die ausschließlich kugelgestrahlt wurden. Die Wahl des Kugelmaterials ist hierbei zweitrangig. Des Weiteren stellte sich heraus, dass sich eine Politur der Proben nach dem Kugelstrahlen mit Stahlkugeln ähnlich auswirken kann. Wichtig ist hierbei, den Abtrag richtig einzustellen. Ab einem Abtrag über $60\ \mu\text{m}$ hat die Politur einen negativen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten. Die besten Ermüdungseigenschaften werden bei einem

Abtrag von 25 μm erzielt [81]. Mower et al. untersuchten den Einfluss von Oberflächenbeschaffenheiten auf die Ermüdungsfestigkeit von Aluminiumlegierungen. Sie zeigten, dass Proben mit einer polierten Oberfläche der Schwingbelastung länger standhalten als Proben mit unbehandelter Oberfläche. Die Bauraumorientierung spielte dabei keine nennenswerte Rolle [97]. Nach den Versuchen von Bagherifard et al. zeigt sich, dass sämtliche angewendeten Nachbehandlungsverfahren einen positiven Effekt auf die Ermüdungsfestigkeit haben. Insbesondere eine rein mechanische Bearbeitung erhöht die Ermüdungsfestigkeit deutlich. Bei den kugelgestrahlten Proben wurden die höchsten Werte erzielt [20].

Damon et al. bestätigen eine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften kugelgestrahlter Proben gegenüber unbehandelten Proben [15].

Kapitel 3

Werkstoffe und experimentelle Methoden

3.1 Untersuchte Werkstoffe

Die Legierung AlSi10Mg ist dank der Zugabe von 0,2 - 0,45 Ma.-% Magnesium eine ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierung mit einer Dichte von ca. $2,7 \text{ g/cm}^3$. Sie ist nach DIN EN 1706:2021 anhand ihrer chemischen Zusammensetzung benannt und in Tabelle 3.1 aufgeführt [98]. Der vergleichsweise niedrige Schmelzpunkt, im Vergleich zu anderen Metallen, mit 600°C und die spezifische Festigkeit ermöglichen einen vielseitigen Einsatz als Leichtmetall [99–101]. Als Hauptlegierungselement wird Silizium mit 3 - 20 Ma.-% bei Aluminiumgusslegierungen eingesetzt, um eine hervorragende Gießeigenschaft der Werkstoffe zu gewährleisten. Nach dem Gleichgewichtsphasendiagramm des Zweistoffsystems (siehe Abbildung 3.1) bildet die Legierung bei 12,2 Ma.-% Silizium ein Eutektikum aus, dieses sorgt für eine niedrige Viskosität der Schmelze, was wiederum oberhalb des niedrigen Schmelzpunktes von 577°C für eine gute Gießbarkeit sorgt [102].

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der Legierung AlSi10Mg (EN AC-43000) nach DIN EN 1706:2021 [98].

Element	Anteil in Ma.-%
Silizium	9 - 11
Eisen	< 0,55
Kupfer	< 0,05
Mangan	< 0,45
Magnesium	0,20 - 0,45
Chrom	-
Nickel	< 0,05
Zink	< 0,10
Blei	< 0,05
Zinn	< 0,05
Titan	< 0,15
andere Beimengungen einzeln	< 0,05
andere Beimengungen gesamt	< 0,15
Aluminium	Rest

In Aluminium-Mischkristall gelöstes Magnesium und Silizium bilden zusammen eine harte intermetallische Phase [103], der Werkstoff ist deshalb sowohl warm- als auch kaltaushärtbar [66, 101]. Technische Legierungen enthalten weitere Legierungs- und Begleitelemente, die intermetallische Phasen bilden können. Diese intermetallischen Phasen beeinflussen die Stabilität der Wachstumsfront während der Erstarrung, was wiederum zur Porositätszunahme und zur Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften führen kann [104].

Die am häufigsten in der additiven Fertigung eingesetzte Al-Legierung ist AlSi10Mg [43, 55]. Dies beruht zum einen auf den hohen Festigkeitswerten der Legierung, die neben den Mechanismen der Mischkristallhärtung und der Kaltverfestigung vor allem auf dem Mechanismus der Ausscheidungshärtung zurückzuführen ist und zum anderen auf die gute Schweißbarkeit der Legierung. Es ist bekannt, dass die Variation der Abkühlgeschwindigkeiten vor allem die Größe und die Verteilung der im eutektischen Temperaturbereich gebildeten Siliziumausscheidungen beeinflussen [105, 106]. Durch die

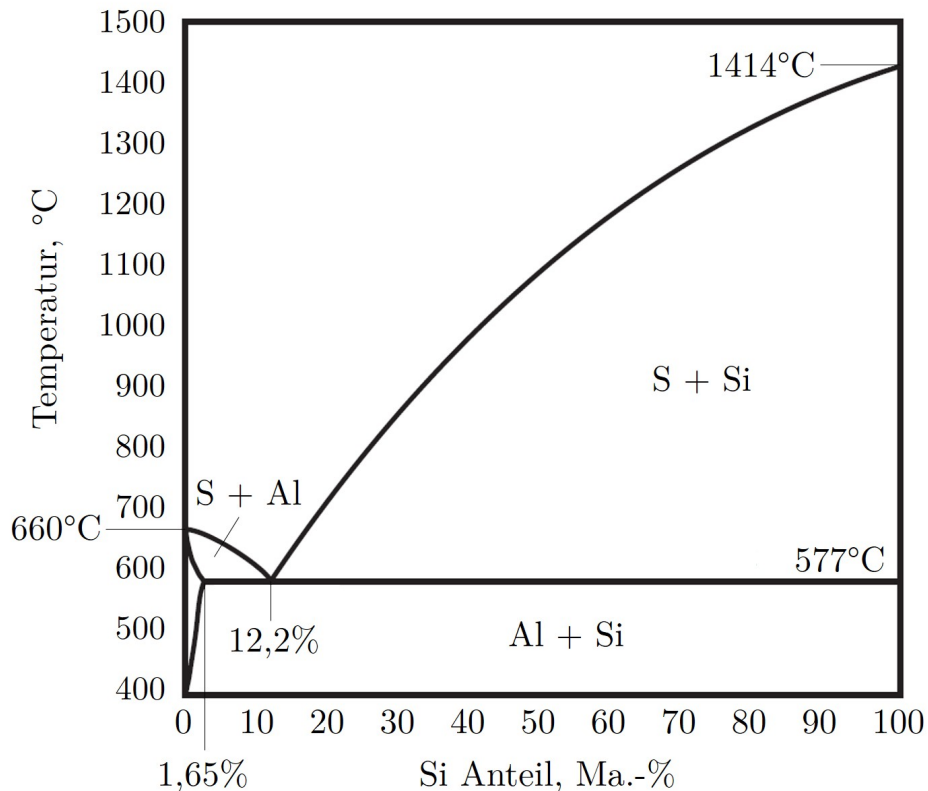


Abbildung 3.1: Gleichgewichtsphasendiagramm für das Legierungssystem Aluminium-Silizium; Grafik nach [102].

verfahrensbedingten hohen Abkühlraten der Bauteile bei der additiven Fertigung neigen diese zur Ausscheidung feiner Siliziumpartikel, die sich positiv auf die mechanischen Eigenschaften auswirken können.

Darüber hinaus werden im Bereich der Materialentwicklung neue Legierungen erprobt [107]. Bei den eutektischen oder nahezu eutektischen Gusslegierungen AlSi12 und AlSi10Mg werden Veredelungslegierungselemente wie Na, Sr oder Sb zugesetzt, um ein feines Eutektikum zu erreichen. Die Legierungen enthalten auch andere Legierungselemente, z. B. Mg, Mn, Cu, die hauptsächlich zur Verbesserung der Prozesssicherheit beim Gießen zugesetzt werden und bei der additiven Fertigung möglicherweise nicht erforderlich sind [98]. Die schnelle Abkühlung der Schmelze verschiebt den eutektischen Punkt von AlSi-Legierungen zu höheren Si-Gehalten [108, 109]. Infolgedessen wird im Gefü-

ge von additiv hergestelltem AlSi12, einer Legierung, die bei Gleichgewichtsabkühlung eutektisch ist, ein hoher Anteil an primären Al-Si-Mischkristallen beobachtet [110]. Die optimalen Anteile von eutektischem und primärem Al-Mischkristall müssen bestimmt werden, um ein optimales Gleichgewicht von Festigkeit und Duktilität zu erreichen, da ein Mindestanteil an primärem α -Al-Mischkristall erforderlich ist, um ausreichende Duktilität zu gewährleisten. So konnte aus technischer Sicht eine festigkeits-duktilitätsoptimierte Aluminiumlegierung ohne Zusatz von teuren oder gefügeschwächenden Legierungselementen abgeleitet werden. Des Weiteren werden AlSi-Legierungen mit verschiedensten Elementen legiert [111, 112]. Insbesondere die Kornfeinungsmittel TiC und TiB₂, welche beim Guss von Al-Legierungen Anwendung finden, werden hierbei genutzt [111–113]. Diese unlöslichen Partikel, welche während des PBF-LB-Prozesses nicht aufgeschmolzen werden, wirken als Keime in der Schmelze und ermöglichen die Kornfeinung und aufgrund ihrer gräulichen Oberfläche wird die Absorptionsfähigkeit des Pulvers erhöht [114]. Zusätzlich sollen die eingebrachten Partikel das Gleiten von Versetzungen verhindern und für eine Festigkeitssteigerung sorgen. In Kombination mit ihrer sehr hohen Festigkeit und Härte soll so eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der Materialien erzielt werden.

In dieser Studie werden unter anderem fünf verschiedene AlSi-Legierungen (AlSi8, AlSi10, AlSi12, AlSi14 und AlSi16) ohne weitere Legierungselemente hinsichtlich ihrer quasistatischen mechanischen Eigenschaften untersucht. Darüberhinaus werden sechs AlSi-Legierungen mit TiC und TiB₂ zugesetzt und deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften untersucht.

3.2 Probenfertigung

3.2.1 Fertigungsparameter SLM 280HL

Für die Herstellung der AlSi10Mg Proben wurde eine SLM 280HL-Maschine (SLM Solution GmbH, Lübeck, Deutschland) verwendet, die mit einem 400 W Ytterbium Faserlaser ausgestattet ist. Der Laserstrahldurchmesser beträgt im Brennpunkt $80\ \mu\text{m}$ und der Bauraum hat die Abmessungen $280 \times 280 \times 320\ \text{mm}^3$. Der Bauraum wurde mit Argon geflutet, so dass der Restsauerstoffgehalt unter $0,1\ \%$ lag, die Substratplatte wurde während der Produktion konstant auf $200\ \text{°C}$ gehalten. Es ist zu erwähnen, dass je nach dem zu prüfenden Bauteil die Wirksamkeit des Wärmetransports über die thermische Kopplung des Schmelzbades und des Probenmaterials an die Trägerstruktur variiert. Da das Pulverbett aufgrund seiner um Größenordnungen geringeren Wärmeleitfähigkeit im Vergleich zu massivem Metall wie eine Isolierung wirkt, wird die thermische Ankopplung in erster Linie durch die Wechselwirkung zwischen dem Regelsystem in der Montageplatte und dem über die Substratplatte und die Stützstruktur verbundenen Bauteil bestimmt. Die Abkühlungsrate von Schicht zu Schicht ist nicht konstant und die effektive Temperatur der aktiv gefertigten Schicht kann von der vorgegebenen Bauraumtemperatur abweichen, was mit zunehmender Höhe des Bauteils ausgeprägter wird. Frühere Versuche haben eine resultierende stationäre Temperatur von $130\ \text{°C}$ im Pulverbett, gemessen $10\ \text{mm}$ über der Substratplatte, bei einer voreingestellten Temperatur von $200\ \text{°C}$ ergeben [37]. Daher wird eine effektive Aufbautemperatur von $130\ \text{°C}$ angenommen. Für die Proben wurde das Metallpulver AlSi10Mg der SLM Solutions GmbH mit einer Korngröße von $20 - 60\ \mu\text{m}$ verwendet und eine Schichtdicke von $50\ \mu\text{m}$ eingestellt. Um die Kontrollanforderungen zu erfüllen, die mit einer hohen relativen Dichte für den Kern des Bauteils und der Gewährleistung einer guten Oberflächengüte für die Randkontur verbunden sind, wurden die Proben mit zwei verschiedenen Prozessparametersätzen hergestellt, die in Tabelle 3.2 aufgeführt sind. Für die Randkontur wurde eine Doppelbelichtung gewählt.

Tabelle 3.2: Angewandte Prozessparameter für die Herstellung von AlSi10Mg-Proben mittels PBF-LB.

	Scan- geschwindigkeit [mm/s]	Laser- leistung [W]	Hatch- Abstand [mm]	Scan- Vektor [mm]	Rotations- winkel [°]
Randkontur	600	300	-	-	-
Kernkontur	1150	350	0,17	10	67

3.2.2 Fertigungsparameter TRUMPF TruPrint 3000

Für die Herstellung der AlSi8-, AlSi10-, AlSi12-, AlSi14- und AlSi16-Proben wurde eine TRUMPF TruPrint 3000 Anlage (TRUMPF Laser- und Systemtechnik GmbH, Ditzingen, Deutschland) mit einem 500 W Ytterbium-Faserlaser eingesetzt. Der Laserstrahldurchmesser im Brennpunkt beträgt 100 μm und das verfügbare Bauvolumen war $\text{Ø}300 \times 400 \text{ mm}$. Es wurde eine inerte Umgebung mit Argon realisiert, wobei der Restsauerstoffgehalt unter 0,1 % gehalten wurde, und die Substratplatte wurde während der Produktion auf 200 °C gehalten. Aufgrund der in Kapitel 3.2.1 beschriebenen Effekten, wird auch hier von einer resultierenden Bauraumtemperatur von 130 °C ausgegangen. Für die Proben wurden fünf Metallpulverchargen gemäß der Spezifikation der Eckart TLS GmbH mit einer Partikelgröße von 20 - 60 μm verwendet und eine Schichtdicke von 50 μm eingestellt. Der verwendete Prozessparametersatz ist in Tabelle 3.3 aufgeführt.

Tabelle 3.3: Angewandte Prozessparameter für die Herstellung von AlSi-Proben mittels PBF-LB.

	Scan- geschwindigkeit [mm/s]	Laser- leistung [W]	Hatch- Abstand [mm]	Scan- Vektor [mm]	Rotations- winkel [°]
Kernkontur	1750	360	0,05	-	67

3.3 Aufbaurichtungen

Um Erkenntnisse über den Orientierungs- und Neigungseinfluss auf die in den nachfolgenden Kapiteln beschriebenen Versuchsreihen zu gewinnen, wurden die AlSi-Proben in sechs verschiedenen Aufbaurichtungen hergestellt und untersucht. Dabei wurde, wie in Abbildung 3.2 dargestellt, der Azimutwinkel Θ für die Neigung zur Schichtung und der Polarwinkel Φ für die Neigung in Gasstromrichtung variiert.

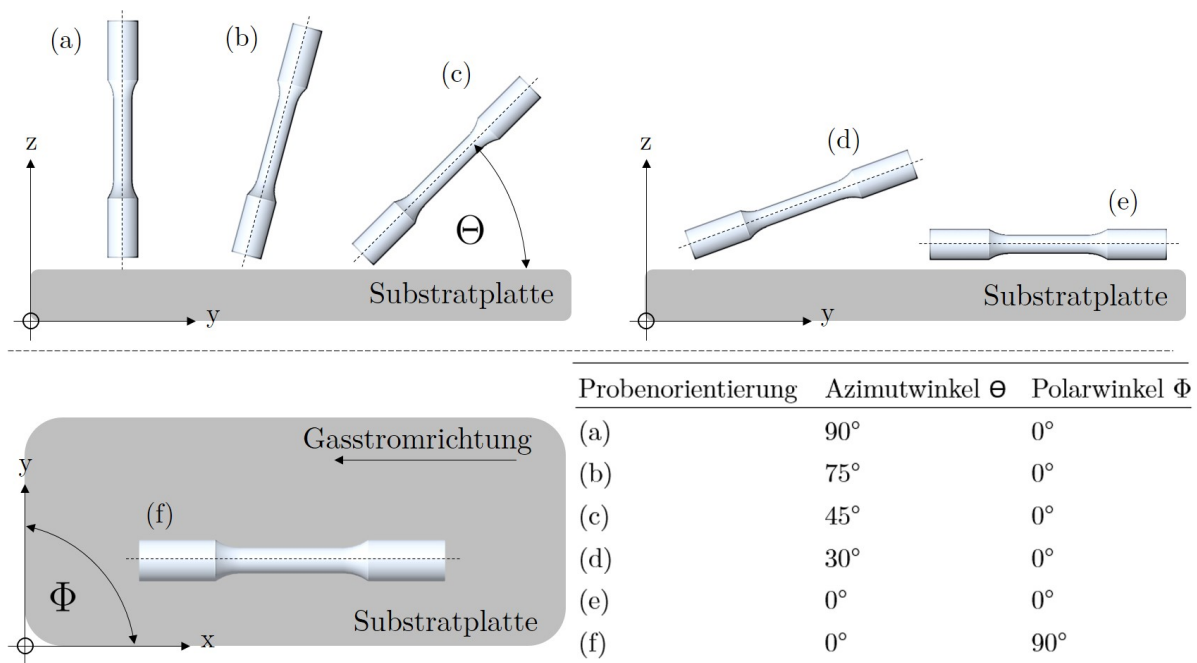


Abbildung 3.2: Probenorientierungen: Schematische Darstellung der gewählten Probenorientierungen im Bauraum; Grafik nach [31].

Aufgrund von zahlreichen Zielstellungen weiterführender Studien wurde die Wahl der Probengeometrie so getroffen, dass die AlSi10Mg-Proben für weitere quasistatische und dynamische Festigkeitsuntersuchungen verwendet werden können. Buschermöhle et al. schafften eine Vereinheitlichung der Proben für übergreifende Versuche [115]. Angelehnt an diese Vereinheitlichung wurden die Probengeometrie, wie in Abbildung 3.3 dargestellt, gewählt.

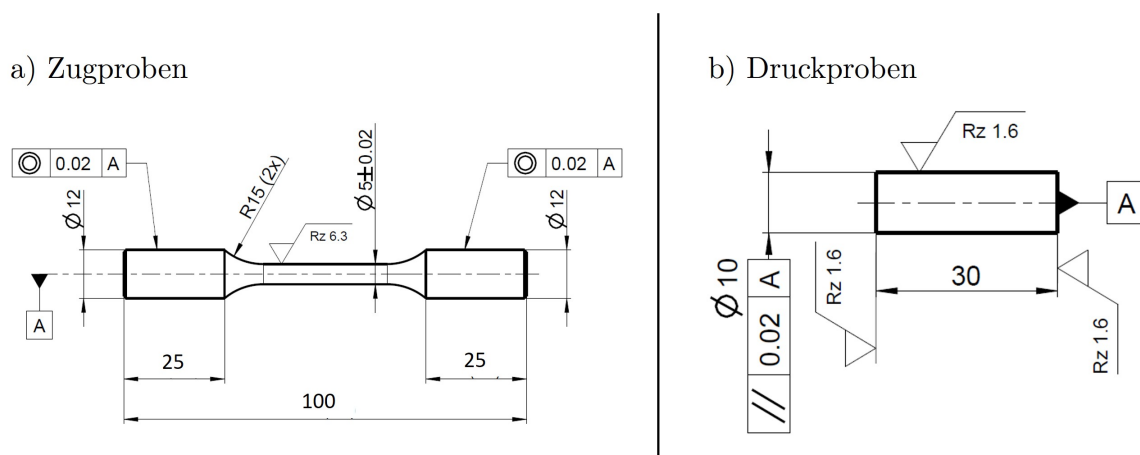


Abbildung 3.3: Schematische Darstellung der Zug- und Druckproben, die aus PBF-LB hergestellten AlSi10Mg Proben; Grafik nach [116].

Für die Versuchsreihe, die in Kapitel 4.4.1 behandelt wird, wurde für die Bestimmung der Querkontraktionszahl Flachproben nach der Norm DIN 50125:2022-08 Typ E5 x 10 x 40 entworfen und hergestellt [117]. Des weiteren wurden, erweiternd zu den Probenorientierungen die in Abbildung 3.2 dargestellt sind, weitere Aufbaurichtungen mit den Orientierungen; (g) $\hat{=}$ Azimutwinkel 80° und Polarwinkel 0° , (h) $\hat{=}$ Azimutwinkel 70° und Polarwinkel 0° und (i) $\hat{=}$ Azimutwinkel 60° und Polarwinkel 0° untersucht.

3.4 Fließfähigkeit

Die Analyse des Fließverhaltens der Pulver wurde mit einem Modular Compact Rheometer (Anton Paar Germany GmbH, Ostfildern, Deutschland) durchgeführt. Es wurde eine sogenannte Pulverzelle verwendet. In dieser Pulverzelle wurde das Pulver durch einen Gasvolumenstrom fluidisiert, der zur Überwindung der Schwerkraft und der Kräfte zwischen den Partikeln beiträgt. Es folgt der Übergang vom statischen Schüttgutverhalten zu dynamischen fluidartigen Eigenschaften. Anschließend wurde die Kohäsionskraft zwischen den Pulverpartikeln mit Hilfe eines Zweiblattrührers bestimmt. Die Kohäsionsfestigkeit ist ein Maß für die Fließfähigkeit bzw. den inneren Fließwiderstand des belüfteten Pulvers. Während der Messung wird das Drehmoment des Rührers aufgezeichnet, und

der Durchschnittswert der letzten 20 Datenpunkte wird zur Berechnung der Kohäsionsfestigkeit verwendet.

Die Fließfähigkeit eines Schüttguts wird durch die Schüttgutfestigkeit σ_c in Abhängigkeit von der Verfestigungsspannung σ_1 und der Lagerzeit charakterisiert. Das Verhältnis ffc von Verfestigungsspannung σ_1 zu Schüttgutfestigkeit σ_c wird üblicherweise als charakteristischer Index für die Fließfähigkeit verwendet [118, 119]:

$$ffc = \frac{\sigma_1}{\sigma_c}. \quad (3.1)$$

Je höher ffc ist, d. h. je kleiner die Schüttgutfestigkeit im Verhältnis zur Konsolidierungsspannung ist, desto besser fließt ein Schüttgut. In Erweiterung der Klassifikation von Jenike [118] kann das Fließverhalten nach Schulze wie folgt charakterisiert werden [119]:

$ffc < 1$	nicht fließend,
$1 < ffc < 2$	sehr kohäsiv,
$2 < ffc < 4$	kohäsiv,
$4 < ffc < 10$	leicht fließend,
$10 < ffc$	frei fließend.

Um die Fließfähigkeit über die Fließfunktion ffc klassifizieren zu können, ist es notwendig, die Druckfestigkeit zu bestimmen. Zu diesem Zweck wurde die Warren-Spring-Kohäsion mit dem Rheometer bestimmt [120]. Die Warren-Spring-Kohäsion ist ein Maß für die Fließfähigkeit verdichteter Pulver bei kohäsiven Pulvern. Zunächst wird das Pulver mit einer luftdurchlässigen Platte verfestigt, dann wird ein Rührer mit einer Warren-Spring-Geometrie verwendet, um die Oberfläche zu durchdringen und zu scheren. Das Maximum der Scherkurve stellt den Beginn des Fließens dar. Die sich daraus ergebende maximale Scherspannung beim “Versagen“ (d. h. dort, wo das Pulver zu fließen beginnt) wird zur Berechnung der Warren-Spring-Kohäsion verwendet.

3.5 Chemische Analyse und Bestimmung der theoretischen Dichte

Die Spektralanalyse der Pulverchargen AlSi8, AlSi10, AlSi12, AlSi14 und AlSi16 wurden an gepressten Pulverpellets durchgeführt. Die Pellets wurden durch Komprimieren des Pulvers mit einer Kraft von 250 kN hergestellt. Pro Charge wurden drei Pellets hergestellt und an jedem Pellet wurden drei Messungen durchgeführt. Abbildung 3.4 zeigt die Verarbeitungsschritte. Die Spektralanalyse der AlSi10Mg-Legierung wurde an additiv gefertigten Proben durchgeführt, um die chemische Zusammensetzung des Schüttguts zu ermitteln. Ein Satz von sechs Proben wurde für jede Bauraumorientierung an Luft und unter Wasser (archimedisches Prinzip) gewogen. Es ist zu beachten, dass das Wasser eine geringe Anzahl von Zusätzen enthielt, um die Oberflächenspannung der Flüssigkeit zu verringern und die Zuverlässigkeit der Messung zu verbessern. Auf der Grundlage der Zusammensetzung wurde die theoretische Dichte berechnet.

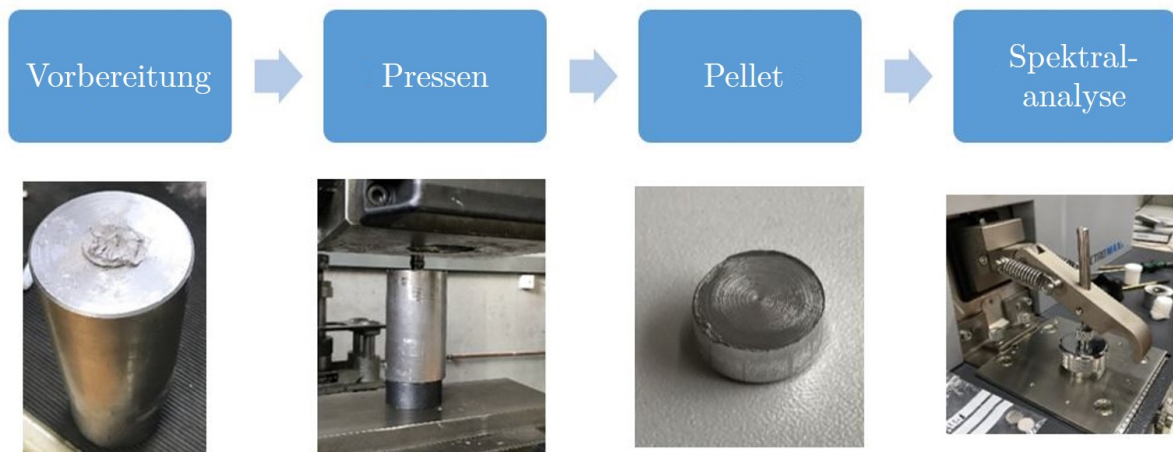


Abbildung 3.4: Prozessschritte zur Herstellung und Analyse der Pellets; Grafik nach [121].

3.6 Härte und mikrostrukturelle Untersuchungen

Die Härte wurde nach Vickers (DIN EN ISO 6507-1:2018-07) mit einer Prüfkraft von 98,07 N und einer Haltezeit am Belastungspunkt von 12 s ermittelt [122]. Um die Einflüsse der Stützstruktur und der Oberflächengüte zu eliminieren und um eine Vergleichbarkeit über alle Proben hinweg zu gewährleisten, wurden die Prüfflächen für die Härtemessung zunächst geschliffen und anschließend poliert. Die eingesetzte Härteprüfmaschine wurde manuell betrieben und es wurde sichergestellt, dass die Eindrücke an Stellen mit ausreichendem Abstand sowohl zu den Kanten als auch zu benachbarten Eindrücken eingebracht wurden. Um den Unterschied zwischen Bauteilkern und Bauteilrandschicht zu charakterisieren, wurden die Härtemessungen stirnseitig an der Probenoberfläche und im Probeninneren, nach einem Materialabtrag von 5 mm durchgeführt. Abbildung 3.5 veranschaulicht die verschiedenen Messpunkte. Dabei wird bei den Proben mit einem positiven Θ -Winkel zwischen Oberkante und Unterkante unterschieden. Der Probenbereich zur Substratplatte wird als Unterkante, der Gegenbereich als Oberkante bezeichnet. Bei den Proben mit $\Theta = 0^\circ$ wurde eine Links-Rechts-Bezeichnung eingeführt, um eine eindeutige Unterscheidung zu gewährleisten.

Der metallographische Schliff ist eine zerstörende Analyse, welche Aufschluss über den Gefügebau gibt. Für die Schliffbildanalyse wurde jeweils eine Probe aus jeder Probenreihe ausgewählt. Die Probe aus Reihe 1 dient als Referenz, da es sich hier um unbehandelte Proben handelt.

Zur Vorbereitung wurden die ausgewählten Proben längs und quer gesägt und anschließend vorgeschliffen. Für die Schliffherstellung wurde der Probenrohling mit dem Harz- und Härter-Gemisch "KEM 90" kalt eingebettet. Die Einbettung erfolgte bei einem Unterdruck von 0,8 bar. Die Schliffe wurden auf der "SAPHIR 550" Schleifmaschine durch-

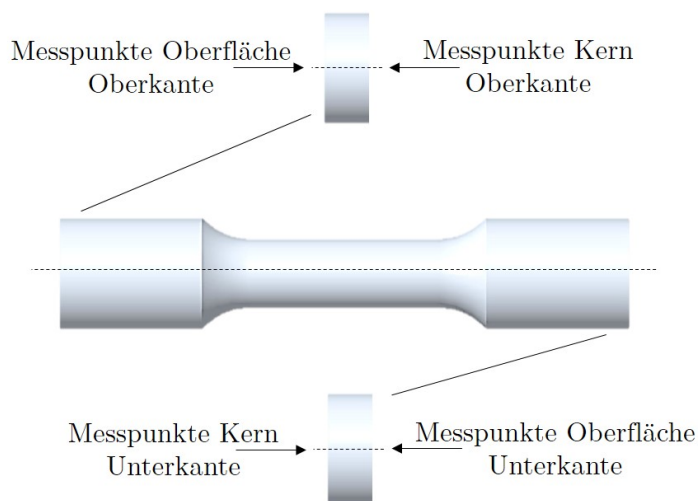


Abbildung 3.5: Schematische Darstellung der Messpunkte für die Härtemessungen; Grafik nach [31].

geführt, das Polieren erfolgte auf einem Vibrationspoliergerät der Firma ATM Qness GmbH. Die einzelnen Schritte sind in Tabelle 3.4 beschrieben.

Tabelle 3.4: Vorgehensweise bei der Schliffbildherstellung.

Schritt	Vorgang	Mittel	Dauer	Last	Schmierung
1.	Schleifen	SI - C Folie, 320 Körnung	2 Minuten	20 N	Wasser
2.	Schleifen	SI - C Folie, 600 Körnung	1 Minute	20 N	Wasser
3.	Schleifen	SI - C Folie, 1200 Körnung	1 Minute	20 N	Wasser
4.	Polieren	Sigma- Tuch und Diamantsuspension Mono	5 Minuten	30 N	-
5.	Polieren	Omega-Tuch und Eposal (am Ende mit Wasser)	2 Minuten	20 N	-
6.	Polieren	Eposil M	2 Stunden	-	-
7.	Reinigen	Wasser	15 Minuten	-	-

Um eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse der unterschiedlichen Versuchsreihen zu gewährleisten und um Gefügemerkmale besser aufzulösen, wurde das Gefüge der Proben anschließend mithilfe von zehnpromzentiger Natronlauge sichtbar gemacht. Partikel, welche nach dem Polieren aus der Oberfläche herausgelöst wurden, werden so entfernt. Die Lauge wurde mittels Wischätzung auf die Proben aufgebracht. Die Einwirkzeit beträgt

ca. 10 s, weshalb dies auch Kurzzeitätzung genannt wird.

Ohne Ätzung lassen sich nur Materialfehler wie Risse, Poren oder nichtmetallische Einschlüsse sichtbar machen. Mit Ätzung können Informationen über Primärstruktur und Gefüge vermittelt werden. Die Untersuchung der Schlitze wurde anschließend mit einem "Olympus UC30" Mikroskop durchgeführt.

Zur Vorbereitung für die Fraktographie wurden die gebrochenen Proben etwa 5 mm von der Bruchstelle entfernt gesägt. Die Bruchstücke wurden anschließend in einem Ethanol gefüllten Ultraschallreinigungsgerät gereinigt und auf einem Träger platziert. Die Bruchuntersuchung erfolgte mithilfe des Rasterelektronenmikroskop "PHENOM" der Firma FEI, wobei primär der Rissursprung betrachtet und dokumentiert wurde.

3.7 Untersuchte Wärmebehandlungen

Die Möglichkeit der Festigkeitssteigerung von Aluminiumlegierungen im Gegensatz zu Reinaluminium ist durch Legierungselemente bedingt. Im Falle der Mischkristallhärtung führt der atomare Größenunterschied zu Verspannungen im Atomgitter, die in einer Festigkeitssteigerung resultieren [123]. Zielsetzung der Wärmebehandlung ist eine Homogenisierung des Gefüges sowie eine Festigkeitssteigerung durch Behinderung der Versetzungsbewegungen. Konventionell wird bei AlSi10Mg eine T6-Behandlung durchgeführt, welche aus den drei Schritten Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern besteht [101]. Lösungsglühen hat die Zielsetzung, durch Diffusionsvorgänge eine Anreicherung von Legierungselementen im homogenen Mischkristall zu erreichen und nadelförmige Dendriten in eine sphärischere Form umzuwandeln. Die Glüh Temperatur ist möglichst hoch zu wählen, muss jedoch noch deutlich unterhalb der jeweiligen Schmelztemperatur der einzelnen Komponenten liegen. Sie ist entscheidend für die erreichbare Festigkeit der Legierung. Wesentlichen Einfluss auf die Materialeigenschaften hat neben der Temperatur auch die Glühzeit. Die entsprechende Behandlungsdauer hängt im Wesentlichen von der Gefügefinesse ab.

Abschrecken führt zum Erhalt eines übersättigten Gefügestands. Das Bauteil ist dazu rasch auf einen Temperaturbereich unterhalb von 200 °C abzukühlen, um vorzeitige Ausscheidungen der Mg₂Si-Phase zu vermeiden [101]. Auslagern ist ein zeit- und temperaturabhängiger Vorgang. Man unterteilt in Kaltauslagern bei Raumtemperatur sowie in Warmauslagern bei Temperaturen von 100 °C - 200 °C. Beim Warmauslagern ermöglicht die, im Vergleich zum Kaltauslagern höhere thermische Energie den Atomen sich schneller aus ihrem metastabilen Gitter zu bewegen und Platzwechsel durchzuführen. Dies führt zu höheren Konzentrationsunterschieden und dadurch zu Ausscheidung und Bildung fein verteilter metastabiler Phasen. Das Resultat ist eine Festigkeitssteigerung sowie eine höhere Härte [101, 103, 123].

Es ist darauf zu achten, die Proben nicht überaltern zu lassen, da die teilkohärenten, metastabilen Phasen dann eine kritische Größe erreichen. Es werden Gitterbaufehler und -verzerrungen abgebaut. Dies führt zu verminderter Duktilität und zu einem Festigkeitsabfall. Eine genau definierte Temperaturführung ist daher entscheidend [101].

Durch den additiven Fertigungsprozess und die prozessbedingt hohen Abkühlraten, ist davon auszugehen, dass der Werkstoff bereits einen übersättigten Zustand aufweist [101]. Die Proben werden daher einer angepassten T5-Wärmebehandlung unterzogen. Dies erfolgte bei einer Auslagerungstemperatur von 170 °C für vier Stunden sowie anschließender Abkühlung an Luft auf Raumtemperatur.

3.8 Angewandte Oberflächennachbehandlungen

In diesem Kapitel werden die angewandten Oberflächennachbehandlungen behandelt. In Tabelle 3.5 sind alle Probenreihen, deren durchgeführten Nachbehandlungen aufgelistet. Die Probenreihe P.1 blieb unbehandelt, Probenreihe P.2 wurde laserpoliert und anschließend mit niedriger Intensität (Almenintensität $A = 16,5$) verfestigungsgestrahlt. Die Probenreihen P.3 - P.8 wurden alle geschlichtet und anschließend unterschiedlich weiterbehandelt. Probenreihe P.4 wurde, anschließend an das Schlichten,

T5-wärmebehandelt. Probenreihen P.5 und P.6 wurden verfestigungsgestrahlt, P.5 mit niedriger und P.6 mit hoher Intensität (Almenintensität $A = 21,5$). Die Probenreihe P.7 wurde T5-wärmebehandelt und anschließend mit niedriger Intensität verfestigungsgestrahlt. Probenreihe P.8 wurde im Anschluss an das Schlichten gleitgeschliffen. Die Probenreihen P.9 und P.10 finden ihre Anwendung in den quasistatischen Versuchsreihen, dabei wurde die Probenreihe P.9 einer T5-Wärmebehandlung unterzogen und die Probenreihe P.10 geschlichtet, poliert und ebenfalls T5-wärmebehandelt.

Tabelle 3.5: Versuchsplan der einzelnen Probenreihen mit Oberflächennachbehandlungen

Probenreihe	Oberflächennachbehandlungen		
	Schritt 1	Schritt 2	Schritt 3
P.1	unbehandelt		
P.2	unbehandelt	Laserpolieren	Verfestigungsstrahlen 1
P.3	geschlichtet		
P.4	geschlichtet	T5	
P.5	geschlichtet	Verfestigungsstrahlen 1	
P.6	geschlichtet	Verfestigungsstrahlen 2	
P.7	geschlichtet	T5	Verfestigungsstrahlen 1
P.8	geschlichtet	Gleitschleifen	
P.9	unbehandelt	T5	
P.10	geschlichtet	Polieren	T5

3.8.1 Schlichten

Da additiv gefertigte Bauteile prozessbedingt nie eine runde Form aufweisen können und sich darüber hinaus deren Oberflächenqualität nicht zum späteren Spannen bei den Schwingfestigkeitsversuchen eignet, wurden sämtliche Proben zunächst im Bereich der Spanndurchmesser abgedreht. Die Probenreihen P.1 und P.2 wurden in diesem Zustand gelassen.

Um eine für die jeweilige Nachbehandlung homogene Oberfläche zu erhalten, wurden die Aufmaße der Probenreihen P.3 - P.8 auch im Bereich der Radien, sowie im Bereich der Prüfdurchmesser abgedreht.

3.8.2 Laserpolieren

Das Laserpolieren der Probenreihe P.2 wurde durch eine Laserpolieranlage vom Hersteller SPI-Laser (Typ: redPOWER SP-400C-W-RS-S-06-QCS; Wellenlänge: 1064 nm; Laserleistung: 400 W) durchgeführt. Das Scansystem wurde mittig über der rotierenden Rundprobe angeordnet und die Fokuslage wurde über ein Linearachssystem variabel eingestellt. Die Politur erfolgte durch eine Überlagerung einer Drehbewegung der Drehachse samt Probe und einer Linearbewegung des Laserstrahls durch den Scanner. Die Linearbewegung des Laserstrahls erfolgte über die softwareseitige Steuerung der Spiegel des 2-Achs-Scanners. Die Laserpolitur wurde in zwei Schritten durchgeführt. Zunächst wurde die Bauteiloberfläche in vier aufeinanderfolgenden Überfahrten mit einer Laserleistung von 320 W defokussiert umgeschmolzen, bis eine glatte Polituroberfläche entstand. In einem zweiten Schritt wurde die geglättete Bauteiloberfläche näher in den Fokus gelegt und die Oberfläche mit einer Laserleistung von 160 W mit zwei Überfahrten glanzpoliert. Die exakten Prozessparameter sind Tabelle 3.6 zu entnehmen.

Tabelle 3.6: Angewandte Prozessparameter für das Laserpolieren von AlSi-Proben.

	Oberflächenglättung	Politur
Laserleistung [W]	320	160
Scangeschwindigkeit [mm/s]	3,1	3,1
Anzahl der Überfahrten	4	2
Geometrie	Linie	Linie
Defokussierung [mm]	15	5
Rotationsgeschwindigkeit [U/min]	1000	2000

Die Wahl der Prozessparameter und der Versuchsabfolge erfolgte nach Absprache mit der Firma Prozessfabrik Berger GmbH. Abbildung 3.6 zeigt den ersten Durchgang der Politur. Rechts weist die Oberfläche den Zustand nach der vierten Umschmelz-Überfahrt mit 320 W auf, links den Zustand nach der ersten Polier-Überfahrt mit 160 W. In der Mitte ist der Fokuspunkt des Lasers zu sehen, welcher von links nach rechts über den

zu polierenden Bereich fährt. Im Bereich des Prüfdurchmessers konnten die Proben über die gesamte Länge mit einem gleichmäßigem Ergebnis poliert werden.



Abbildung 3.6: Probe während der ersten Stufe des Laserpolierens, links glanzpoliert, recht umgeschmolzen.

3.8.3 Verfestigungsstrahlen

Das Verfestigungsstrahlen der Probenreihen P.2, P.5 und P.7 bei niedriger Intensität, sowie der Probenreihe P.6 bei einer höheren Intensität wurde auf einer Strahlanlage der Vogel & Schemmann AG, Hagen, durchgeführt. Diese sind im Strahlbereich mit sechs Wurfschaufeln ausgestattet, welche für gleichmäßige Strahlbedingungen sorgen. Für die Behandlung wurden die Proben liegend auf einem Drehteller platziert und acht Mal innerhalb von sechs Minuten durch den Strahlbereich geführt. Hierbei ist die Rotationsachse der Probe radial auf dem Drehteller ausgerichtet. Nach jedem Durchlauf durch den Strahlbereich wurde die Probe 90° um ihre Rotationsachse gedreht. Somit ergeben sich definierte, reproduzierbare Behandlungsparameter. Die tatsächliche Strahlzeit beträgt etwa drei Minuten, da sich die Proben nur etwa für die Hälfte einer Umdrehung des Drehtellers im Strahlbereich befinden. Als Strahlgut wurden AMACAST Edelstahlkugeln der Firma Ervin Germany GmbH verwendet. In Tabelle 3.7 sind die Eigenschaften des Strahlgutes im Neuzustand angegeben.

Aufgrund der Wiederverwendung des Strahlgutes verringert sich der Kugeldurchmesser des Strahlgutes zunehmend. Um dennoch definierte, reproduzierbare Ergebnisse zu erzielen, wurde das Strahlgut während des Prozesses gefiltert und nur zulässige Durch-

Tabelle 3.7: Physikalische und chemische Eigenschaften des Strahlgutes AMACAST im Neuzustand.

Chemische Zusammensetzung	Härte neues Material	Härte operative Mischung	Microstruktur	Dichte
C \approx 0,2 % Mn \approx 2,0 % Si \approx 3,0 % Cr \approx 16 - 20 % Ni \approx 7 - 10 %	220 HV ($<$ 20 HRC)	470 HV (47 HRC)	Homogenes Austenit	\geq 7,0 g/cm ³

messer weiterverwendet. Die zulässigen Durchmesser für die niedrigere Intensität wurde mit 0,01 mm - 0,2 mm und die zulässigen Durchmesser für die höhere Intensität wurde mit 0,01 mm - 0,45 mm definiert. Die Intensitäten wurden mithilfe von Almenstreifen bestimmt. Diese wurden während der Behandlung auf dem Drehteller mitgeführt. Nach der Behandlung ist eine homogene Oberflächenstruktur über den gesamten Probenbereich zu erkennen. In Abbildung 3.7 ist eine gestrahlte Probe und dem dazugehörigem Almenstreifen dargestellt.

**Abbildung 3.7:** Verfestigungsgestrahlte Probe mit dem dazugehörigem Almenstreifen.

3.8.4 Gleitschleifen

Das Gleitschleifen der Probenreihe P.8 wurde an einer Gleitschleifmaschine der Metal Improvement Company, Surface Technologies in Feuchtwangen durchgeführt. Die Behandlung umfasst drei Schritte. Im ersten Schritt wurden die Proben mit einer Intensität von 0,4 mmN und GP 100 Glaskugeln gestrahlt. Diese Behandlung dient der Vorbereitung des Super-Finish-Prozesses bei dem mit einer Rauheit der Proben von $R_z = 20 \mu\text{m}$ gestartet wurde. Im zweiten Schritt, den Super-Finish-Prozess, wurde das chemisch beschleunigte Gleitschleifen durchgeführt. Da es sich bei dem Probenmaterial um Aluminium handelt, wurde hier das Schleifmittel Nr. 9067 der Firma Osborn-Unipol zugegeben. Hierfür wurde eine umgebaute CASE 5 Gleitschleifanlage der Firma Walther Trowal verwendet. Die Einspannung der Proben erfolgte vertikal und die Behandlung erfolgte über einen Zeitraum von vier Stunden mit Porzellan-Steinen in Stäbchen- und Pyramidengeometrie. Im Anschluss wurden die Proben in einem weiteren Schritt mit Kunststoffsteinen behandelt.

3.9 Oberflächenrauheit

Die Untersuchung der Rauheit erfolgte anhand des R_z -Wertes. Die Erfassung der R-Profile und deren Auswertung erfolgte durch das "MarSurf PCV" der Mahr GmbH mit dem Tastarm "BFW A 4-90-2/90°C-q15". Da es sich um eine taktile Messung handelt, wurden Täler des Rauheitsprofils gegebenenfalls interpoliert. Grund hierfür ist der Radius der Diamantspitze des Tasters. Dies ist zur Vergleichbarkeit mit Messungen mit anderen Tastern oder Messverfahren zu berücksichtigen. Das R-Profil stellt das um die Welligkeit gefilterte Primärprofil der Probe dar. Um die Welligkeit der Oberfläche herauszufiltern, wurden drei Messungen mit unterschiedlichen Grenzwellenlängen auf derselben Messlinie durchgeführt. Anhand von Tabelle 3.8 wurde im Anschluss diejenige Messung gewählt, welche für den jeweiligen Fall gültig ist. Hierzu muss das Ergebnis der Rauheit in dem Intervall liegen, welches der entsprechenden Grenzwellenlänge zugeordnet ist. Zu

beachten ist in dieser Anwendung, dass für große R_z -Werte trotz einer Nichtübereinstimmung des Messwertes mit dem Werteintervall, eine Grenzwellenlänge von $\lambda_C = 2,5$ mm verwendet wurde. Dieses Vorgehen ist dem maximal möglichen Verfahrensweg der Messeinrichtung geschuldet. Dieser ist zu kurz, um mit der nächstgrößeren Grenzwellenlänge zu arbeiten. Aus jeder Probenreihe wurden an fünf Proben je drei Messungen durchgeführt. Die Messlinien lagen längs der Mittelachse der Proben gleichmäßig am Umfang verteilt. Der Abtastvorgang beginnt im Abstand von etwa 27 mm zum Übergang der Einspannfläche an der ebenen Stirnseite zur Einschnürung und läuft in Richtung der Probenmitte. Die Ausgabe der Messungen sind einzelne Protokolle, welche genaue Werte und Graphen zur Darstellung des Oberflächenprofils enthalten. Die Bestimmung des korrekten Messergebnisses erfolgte für alle Messungen individuell. Im Anschluss wurden die Messergebnisse verwendet, um eine statistische Auswertung nach DIN 1319-3:1995-01 durchzuführen [124].

Tabelle 3.8: Wahl der Grenzwellenlänge λ_C nach DIN EN ISO 16610-21:2011 [125].

λ_C [mm]	Messstrecke / Einzelmessstrecke l_m/l_e [mm]	Rillenabstand bei periodischem Profil [mm]	Messwerte bei aperiodischem Profil	
			R_a [μm]	R_z [μm]
0,08	0,4 / 0,08	> 0,01 - 0,04	- 0,02	- 0,1
0,25	1,25 / 0,25	> 0,04 - 0,13	0,02 - 0,1	0,1 - 0,5
0,8	4,0 / 0,8	> 0,13 - 0,4	0,1 - 2	0,5 - 10
2,5	12,5 / 2,5	> 0,4 - 1,3	2 - 10	10 - 50
8	40 / 8	> 1,3	> 10	> 50

3.10 Eigenspannungsuntersuchungen

Für die Untersuchungen der Eigenspannungen kam das Röntgendiffraktometer “stresstech Xstress G2R“ zum Einsatz. Dieses Gerät verwendet das $\sin^2\Psi$ -Verfahren. Da ausschließlich die Eigenspannungen interessant sind, die in Richtung der Probenlängsachse verlaufen, wurden die Messungen auf diese beschränkt. Dazu wurde die Einheit um 90° gedreht,

sodass die beiden Lineardetektoren orthogonal zur Probenachse stehen. Jede Probe lag dabei gleich auf dem Kreuztisch. Die Unterseite der Probe bei der Herstellung wurde dafür an der hinteren Kante des Kreuztisches bündig ausgerichtet und die Schmelzspuren der obersten Schicht senkrecht. Der Kreuztisch wurde im Arbeitsraum so positioniert, dass die Sonde mittig über der Probe positioniert war. Durch diese Maßnahmen sollte eine gute Vergleichbarkeit der Eigenspannungsmesswerte erreicht werden.

Die Eigenspannungen wurden in sieben Einzelmessungen aus vier unterschiedlichen Winkeln (0° , $\pm 23,2^\circ$, $\pm 33,8^\circ$, $\pm 43^\circ$) ermittelt, um die die Sonde und die Detektoren vollautomatisch verkippten und jeweils um $\pm 2^\circ$ oszillierten. Je Winkel wurde 40 Sekunden lang bestrahlt.

Die Eigenspannungen wurden vor der Durchführung der Schwingversuche an drei Proben pro Probenreihe bestimmt. Des Weiteren wurden die Schwingversuche nach definierten Schwingspielzahlen unterbrochen, um erneut die Eigenspannungen zu bestimmen. Dies dient der Untersuchung eines eventuellen Einflusses der Belastung auf die Eigenspannungen.

Um eine Aussage über den eventuellen Abbau von Eigenspannungen im Schwingverlauf treffen zu können, ist es von Vorteil, den Schwingversuch für die Proben kurz vor deren Bruch zu unterbrechen, um die zweite Messung der Eigenspannungen durchzuführen. Da vor Versuchsausführung keine genaue Kenntnis über die Bruch-Schwingspielzahl vorhanden waren, wurden die Schwingversuche zuerst an allen Proben durchgeführt, für die keine Eigenspannungsmessungen vorgesehen waren. Anhand der Ergebnisse konnten für die einzelnen Probenreihen vorläufige Wöhlerlinien mit einer definierten Ausfallwahrscheinlichkeit berechnet werden. Um sicher zu stellen, dass möglichst wenige Proben vor der Unterbrechung der Schwingversuche versagen, aber dennoch hohe Schwingspielzahlen erreicht werden, wurde eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 10 % gewählt. Zur Berechnung der Schwingspielzahlen werden die in Anhang A gelisteten Formeln verwendet. Das Quantil für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 10 % beträgt dabei $u_{10\%} = -1,6449$.

3.11 Quasistatische Festigkeitsuntersuchungen

3.11.1 Zug- und Druckversuche

Die Zug- und Druckversuche wurden auf einem Zwick Roell Prüfstand vom Typ Z100 mit einer maximalen Last von 100 kN durchgeführt. Vor der Prüfung wurde jede Probe mit Schleifpapier (Kingspor KL361JF, 320er Körnung, 25 mm breit) entgratet und die Seitenflächen geglättet. Für belastende und zerstörende Materialprüfungen wird empfohlen, diese rissauslösenden Faktoren zu entfernen [126]. Bei den Zugversuchen wurde die Längenänderung mit einem Multiextensometer BTC-EXMULTI.010 gemessen. Außerdem wurde für jede Probe der Elastizitätsmodul im linear elastischen Bereich bestimmt. Dazu wurde die Probe fünfmal mit bis zu 100 MPa belastet und der Elastizitätsmodul in jedem Belastungsschritt bestimmt, um einen Durchschnittswert zu erhalten. Anschließend wurde ein vollständiger Zugversuch bis zum Versagen durchgeführt, um die Streckgrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m und die Bruchdehnung A_t nach DIN EN ISO 6892-1:2020-06 zu bestimmen [127]. Bei den Druckversuchen nach DIN 50106:2016-03 wurden die Proben kontinuierlich verformt, bis eine bestimmte Mindesthöhe erreicht wurde [128]. Im linear-elastischen Bereich wurden der Druck-Elastizitätsmodul und die Druckstreckgrenze R_{dp} bestimmt. Die Dehnung wurde mit einem Feindehnungsaufnehmer mit einer Anfangslänge von 10 mm aufgezeichnet, der in der Mitte der Probe positioniert wurde.

3.11.2 Torsionsversuche

Die Torsionsversuche wurden auf einer Torsionsprüfmaschine der Firma Schenck TREBEL 2000 Nm geprüft. Die Dehnung wurde mit einem P3 STRAIN INDICATOR AND RECORDER-Aufnehmer aufgezeichnet, die Drehzahl wurde auf 15°/min und die Eingangsspannung auf 1 V eingestellt. Das Vorspannmoment wurde für alle Proben auf 0,5 Nm eingestellt, um von Anfang an einen linearen Anstieg im Drehmoment-Zeit-Diagramm zu gewährleisten. Im linear-elastischen Bereich des Materials besteht ein li-

naerer Zusammenhang zwischen Scherspannung und Scherdehnung. Die Proportionalitätskonstante ist der Schubmodul G . Für die Berechnung des Schubmoduls wurden die von der Torsionsmaschine ermittelten Werte verwendet. Daraus ergibt sich der Verdrehungswinkel φ der Proben während des Torsionsversuchs. φ wird in die Schubverformung γ in Verbindung mit dem Probenradius r und der Probenlänge l umgerechnet:

$$\gamma = \frac{\varphi \times r}{l}. \quad (3.2)$$

Das polare Widerstandsmoment W_t ist eine Größe, die bei kreisförmigen Proben aus dem Durchmesser d der Probe berechnet wird und ein Maß für den Widerstand eines Bauteils gegen Torsion ist:

$$W_t = \frac{\pi \times d^3}{16}. \quad (3.3)$$

Die Torsionsmaschine liefert auch das Torsionsmoment M_t , das mit dem polaren Widerstandsmoment W_t in die Torsionsspannung umgerechnet wird,

$$\tau = \frac{M_t}{W_t}. \quad (3.4)$$

Der Zusammenhang zwischen der Torsionsspannung τ und der Scherdehnung γ wird durch eine Regressionsgerade im linearen Bereich der Messung angenähert. Dabei entspricht a der Steigung und b dem Nennwert:

$$\tau(\gamma) = a \times \gamma + b. \quad (3.5)$$

Die Steigung a entspricht dem Schermodul G . Für die Messungen mittels Dehnungsmessstreifen wurden 36 Dehnungsmessstreifen des Typs FCAB-1-11 (Tokyo Sokki Kenkyujo Co., Ltd.) verwendet. Der Anschluss eines Dehnungsmessstreifens für die Torsionsbelastung erfolgte über eine Vollbrücke in einer Wheatstone-Brückenschaltung. Diese ermöglicht eine Temperaturkompensation und ist empfindlicher als eine Halb- oder Vier-

telbrücke. Die Dehnungsmessstreifen liefern die Dehnungen ε in Verbindung mit der Belastungszeit. Aus dem Torsionsmoment M_t der Torsionsmaschine zum jeweiligen Zeitpunkt, dem Radius r der Probe und dem polaren Flächenträgheitsmoment I_p kann der jeweilige Schubmodul G zu diesem Zeitpunkt berechnet werden:

$$I_p = \frac{\pi \times d^4}{32}, \quad (3.6)$$

$$G = \frac{M_t \times r}{I_p \times 2 \times \varepsilon}. \quad (3.7)$$

3.12 Untersuchungen zur Zeitfestigkeit

3.12.1 Schwingfestigkeitsuntersuchungen

Die Schwingfestigkeitsversuche an den Probenreihen erfolgten nach DIN 50100:2016-12 [129]. Diese beschreibt die Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile. Betrachtet wurde die Zeitfestigkeit (HCF), welche den Bereich ab etwa 10^4 Schwingspielen bis zur Knick-Schwingspielzahl abdeckt. Die Schwingspielzahl, ab welcher die Proben in dieser Studie als Durchläufer gewertet wurden, lag bei 4×10^6 . Die in dieser Studie nicht zu untersuchenden Bereiche werden als Kurzzeitfestigkeit (Schwingspielzahl $< 10^4$) und Langzeitfestigkeit (Schwingspielzahl $>$ Knick-Schwingspielzahl) bezeichnet. Anhand der Versuchsergebnisse kann eine Wöhlerlinie ermittelt werden, welche in einer doppelt-logarithmischen Darstellung den Zusammenhang zwischen der Lastamplitude und der erreichten Schwingspielzahl bei Ausfall der Proben zeigt. Auf die entsprechenden Größen und die Erstellung des Diagrammes wird in den folgenden Kapiteln eingegangen.

Für die Auswertung der Schwingfestigkeitsversuche nennt die Norm das Horizonten- und das Perlenschnurverfahren. Das Horizontenverfahren eignet sich gut, falls vor Ver-

suchsbeginn Kenntnisse über die ungefähre Lage der Zeitfestigkeitsgeraden vorliegen und ausreichend Proben vorliegen, um bei jeder angewendeten Last mehrere Versuche durchzuführen. Hierbei werden vor Versuchsbeginn zwei Lasthorizonte definiert, die möglichst nahe an den Übergängen zum Bereich der Kurzzeitfestigkeit bzw. der Langzeitfestigkeit liegen. Für das Perlenschnurverfahren kann mit einer Last begonnen werden, für die das Ergebnis im Bereich der Zeitfestigkeit erwartet wird. Ausgehend von dem Ergebnis können die weiteren Prüflasten festgelegt werden. Des Weiteren kann die Mindestanzahl der gültigen Proben pro Lasthorizont aufgrund von eventuellen Durchläufern nicht garantiert werden. Aus diesen Gründen wurde für alle Probenreihen das Perlenschnurverfahren verwendet. Für die Auswertung der Versuche anhand des Perlenschnurverfahrens wurden die in der Norm genannten Formeln verwendet. Unter Verwendung der Lastamplituden und der erreichten Schwingspielzahlen wurden die Neigung und die Lage der Zeitfestigkeitsgeraden errechnet. Hiermit können die mittleren ertragbaren Schwingspielzahlen in einem Diagramm dargestellt werden. Für die Berechnung der Standardabweichung wurde ein beliebiger, fiktiver Lasthorizont zu 400 MPa gewählt. Die erreichten Versuchsergebnisse aller gültiger Proben der Reihen wurden dazu parallel zur Zeitfestigkeitsgeraden auf diesen fiktiven Lasthorizont verschoben. Im Anschluss wurde daraus die Standardabweichung berechnet.

Für Untersuchungen mit kleinem Probenumfang ist die Abschätzung der Standardabweichung unsicher. Daher wurde die Standardabweichung korrigiert. Mithilfe der korrigierten Standardabweichung konnten die Streuspanne und die Lagen der Zeitfestigkeitsgeraden für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 10 % bzw. 90 % bestimmt werden. Die verwendeten Formeln sind im Anhang A angegeben.

Für die Untersuchung wurde das Spannungsverhältnis $R = 0,1$ verwendet. Dieses beschreibt das Verhältnis der minimalen und der maximalen Belastung der Probe. Die Wahl der Prüflast für die ersten zu untersuchenden Proben erfolgt anhand der Ergebnisse einer Voruntersuchung. Im weiteren Verlauf der Versuche wurden zudem die gewonnenen Erfahrungen für Anpassungen verwendet. Die Versuche wurden auf einer Resonanzprüf-

maschine des Typs Power MAG 150 kN der Firma Sinco-Tec GmbH bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Einspannung der Proben erfolgte dabei mittels Kraftschlusses in geschlitzten, zylinderförmigen Buchsen. Die Flächenpressung am Umfang des Einspannbereichs wurde hierbei durch das Anziehen von Schrauben erzeugt.

Als Ausfall wurde der Anriss oder Bruch einer Probe gewertet. Festgestellt werden kann dieses Ereignis durch eine Änderung der Prüffrequenz, welche hier auf $\pm 1,5$ Hz festgelegt wurde. Eine Unterbrechung des Prüfvorgangs erfolgte nur zur Untersuchung der Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl. Sämtliche Unterbrechungen wurden dokumentiert. Versuche nah an den Übergangsbereichen sind wichtig, um genaue Abschätzungen zu erzielen, jedoch führen gewertete Ergebnisse aus den Übergangsbereichen zu einer flacheren Neigung der Zeitfestigkeitsgerade und zu einer größeren Streuung.

3.12.2 Umlaufbiege-Ermüdungsversuch

Zur Beurteilung des zyklischen Verhaltens der Werkstoffe AlSi8, AlSi10 und AlSi16 mit Beimengungen wurde ein Umlaufbiege-Ermüdungsversuch nach DIN 50100:2016-12 durchgeführt [129]. Um Einflüsse der Oberflächenbeschaffenheit zu eliminieren, wurden die Proben geschlichtet und anschließend poliert.

Die Biegeumlaufversuche wurden auf einer SincoTec POWER ROTABAND Maschine mit einem maximalen Drehmoment von 100 Nm durchgeführt. In Anlehnung an die Norm DIN 50100:2016-12 wurden die Proben geprüft und eine Wöhlerlinie für jede Materialzusammensetzung ermittelt. Die Proben wurden mit einem Biegemoment belastet, das bei einer Umdrehung der Probe eine Wechselbelastung mit einem Spannungsverhältnis $R = -1$ hervorruft. Die Prüfung wurde abgebrochen, wenn entweder die Probe mehr als 5×10^6 Lastwechsel erreichte oder die Belastung abnahm, weil die Probe Risse entwickelte oder brach. Um die erste Probe eines Materials zu prüfen, musste ein Biegemoment

M_b festgelegt werden. Dies wurde durch zwei Formeln erreicht, die den Durchmesser des Probekörpers d , das Widerstandsmoment W_b und die Lastamplitude L_1 berücksichtigen:

$$W_b = \frac{\pi \times d^3}{32}, \quad (3.8)$$

$$M_b = L_1 \times W_b. \quad (3.9)$$

L_1 wurde mit 40 - 50 % der Streckgrenze $R_{p0,2}$ für die Ausgangsprobe festgelegt, so dass diese etwa 10000 - 20000 Lastwechsel bei 2000 1/min erträgt. Dieser Lastbereich wurde gewählt, weil die Einstellung niedriger Lasten in der Rotationsbiegemaschine für Prüfungen mit geringer Belastung ungeeignet ist. Je nach Anzahl der ertragenen Lastwechsel wurde die Last für die nächste Probe erhöht oder verringert. Mit den daraus resultierenden Lastwechseln bei unterschiedlichen Belastungen wurden die Wöhlerlinien ermittelt. Nach der Prüfung wurden die Proben mit einem Licht- und einem Rasterelektronenmikroskop untersucht. Die Bruchflächen wurden analysiert, um den Ort der Rissentstehung zu bestimmen.

Kapitel 4

Ergebnisse und Diskussion zu AlSi10Mg

4.1 Chemischen Zusammensetzung und Dichte

Die Spektralanalyse wurde nach den in Kapitel 3.5 beschriebenen Methoden durchgeführt. Die gemittelten Ergebnisse sind in Tabelle 4.1 aufgeführt. Auf der Grundlage der

Tabelle 4.1: Durchschnittliche chemische Zusammensetzung in Massenprozent, SD ist die Standardabweichung.

Al ¹	SD	Si	SD	Fe	SD	Cu	SD
88,3696	0,2553	11,1138	0,2501	0,1777	0,0051	0,0044	0,0030
Mn	SD	Mg	SD	Ni	SD	Ti	SD
0,0064	0,0014	0,2405	0,0053	0,0051	0,0016	0,0101	0,0027
Ca	SD	Ga	SD	Na	SD	V	SD
0,0038	0,0005	0,0116	0,0004	0,0003	0,0002	0,0046	0,0008

¹ Der gemessene Aluminiumgehalt wurde leicht verändert, um einen Gesamtelementgehalt von 100% zu erhalten.

Zusammensetzung wurde die theoretische Dichte von 2,654 g/cm³ berechnet [130]. Für die Dichtebestimmung nach dem archimedischen Prinzip wurden die Proben an der Luft

und unter Wasser gewogen. Die Durchschnittswerte für die Dichte und die Volumenporosität sind in Tabelle 4.2 aufgeführt. Daraus lässt sich schließen, dass die hergestellten Proben in Bezug auf ihre relative Dichte und Volumenporosität von hoher Qualität sind.

Tabelle 4.2: Dichte und Volumenporosität gemessen nach dem Archimedes Prinzip, SD ist die Standardabweichung.

Probenorientierung	Dichte	SD	Volumenporosität	SD
(a)	2,652	0,001	0,09	0,049
(b)	2,650	0,002	0,15	0,059
(c)	2,650	0,001	0,15	0,036
(d)	2,651	0,001	0,12	0,045
(e)	2,650	0,001	0,15	0,054
MW	2,651	0,001	0,13	0,053

4.2 Mikrostruktur und Härte der unbehandelten Proben

4.2.1 Härte

Die Härte in den Randbereichen der nicht wärmebehandelten Proben variiert innerhalb einer Probe und zeigt sich auch abhängig von der Bauraumorientierung (Tabelle 4.3). Dies lässt sich zum einen durch die unterschiedlichen Prozessparameter zwischen Randschicht und Kern und zum anderen durch die Stützstrukturanbindung an die Substratplatte erklären. Durch die geringe Scangeschwindigkeit und Laserleistung wird eine geringe Oberflächenrauheit erreicht, was allerdings einen negativen Einfluss auf die Mikrostruktur und dadurch auf die Härte zeigt. Hinzu kommt, dass die unterschiedlichen Aufbaurichtungen differenzierte Stützstrukturstrategien erfordern, was wiederum zu unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten führt. Die unterschiedliche Härte innerhalb einer Probe deutet auf ein inhomogenes Materialverhalten hin. Bei den Inhomogenitäten

Tabelle 4.3: Ergebnisse der Härtemessung in HV10, SD ist die Standardabweichung.

Proben-orientierung	Messbereich	Oberflächenhärte ohne WB	SD	Oberflächenhärte mit WB	SD	Kernhärte ohne WB	SD	Kernhärte mit WB	SD
(a)	Oberkante	101,7	1,5	124,3	2,5	92,3	2,5	117,3	1,2
	Unterkante	90,3	3,5	94,3	4,2	101,3	2,1	115	1,7
(b)	Oberkante	105,3	2,1	127,3	1,5	93,3	1,5	102,0	2,6
	Unterkante	96,0	1,0	79,0	2,0	109,0	2,6	108,7	2,1
(c)	Oberkante	114,7	1,2	116,3	0,6	101,3	1,5	101,3	1,5
	Unterkante	85,7	2,5	80,0	0	105,0	1,0	105,0	1,0
(d)	Oberkante	115,0	2,6	115,7	0,6	112,3	2,1	113,3	3,1
	Unterkante	89,7	2,5	87,3	1,2	107,0	3,0	105,7	1,5
(e)	Rechts	103,0	1,0	103,0	1,0	110,7	2,1	115,3	2,5
	Links	102,0	2,0	104,3	2,1	107,3	1,5	110,7	4,0
(f)	Rechts	107,3	1,2	110,7	1,5	105,7	0,6	106,0	2,0
	Links	95,7	3,1	97,3	1,5	111,0	1,7	112,7	0,6

wurden zwei voneinander unabhängige Effekte festgestellt. Die erste Inhomogenität bezieht sich auf die großen Differenzen der Härten im unteren Bereich. Hierbei wurden an der Oberfläche konstant verminderte Härten im Vergleich zur Kernhärte gemessen (Abbildung 4.1). Dies hängt mit der geringeren Energiedissipation aufgrund der Stützstruktur zusammen, was zu einer geringeren Kühlgeschwindigkeit führt. Durch den größeren Energieeinfluss Richtung Probenkern zeigen sich höhere und stabilere Härtewerte. Die gemittelten Härten liegen bei ca. 90 HV10 an der Unterkante und 106 HV10 im unteren Kernbereich. Als zweite Inhomogenität wurde eine mit zunehmender Bauhöhe abfallende Härte festgestellt. Dieser Abfall ist auf den variierenden Ausscheidungshärtungszustand zurückzuführen, wobei bei lokaler Betrachtung die Verweilzeiten im Bauraum mit stei-

gender Höhe abnehmen. Folglich ist mit zunehmender Bauhöhe der Auslagerungsvorgang weniger weit fortgeschritten, was sich in den gemessenen Härtewerten wiederfindet. Bei Proben, die entlang der Grundplatte orientiert sind (Probenorientierungen (e) und (f)), gibt es keine wesentlichen Unterschiede (siehe Tabelle 4.3). Durch die horizontale Lage der Proben sind die verschiedenen Einflüsse wie Prozessparameter, Stützstruktureinfluss und Ausscheidungshärtungszustand über die gesamte Probe gleichbleibend.

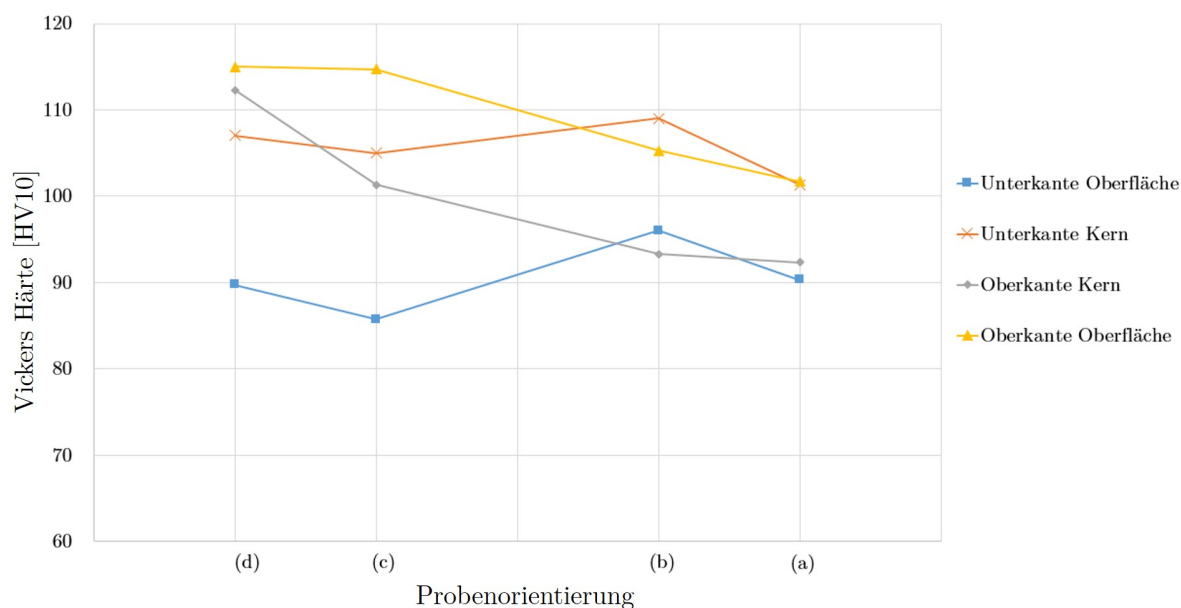


Abbildung 4.1: Härteverlauf über die Gesamtprobe; Grafik nach [31].

4.2.2 Mikrostrukturuntersuchung

Die Genese der Mikrostruktur während des PBF-LB Prozesses umfasst folgende Schritte: Die Al-Matrix erstarrt zuerst, anschließend wird das Si aus der Al-Matrix getrieben und konzentriert sich entlang der Korngrenzen [36]. Mikrostrukturuntersuchungen an unbehandelten Proben zeigen eine inhomogene Gefügestruktur entlang der Probe. Eine nähere Betrachtung der untersuchten Teilbereiche verdeutlicht diesen Effekt. In Abbildung 4.2 sind vier Teilbereiche einer Probenorientierung (c) Probe exemplarisch dargestellt. Die zuerst gefertigten Bereiche (Probenunterkante, Bereich ①) zeigen eine vergrößerte Struktur im Vergleich zu den anderen Teilbereichen. Ausgehend von der Schnittstelle

nach 5 mm (siehe Abbildung 4.2 Bereich ②) bis hin zur Probenoberkante erscheint das Gefüge nahezu gleichbleibend.

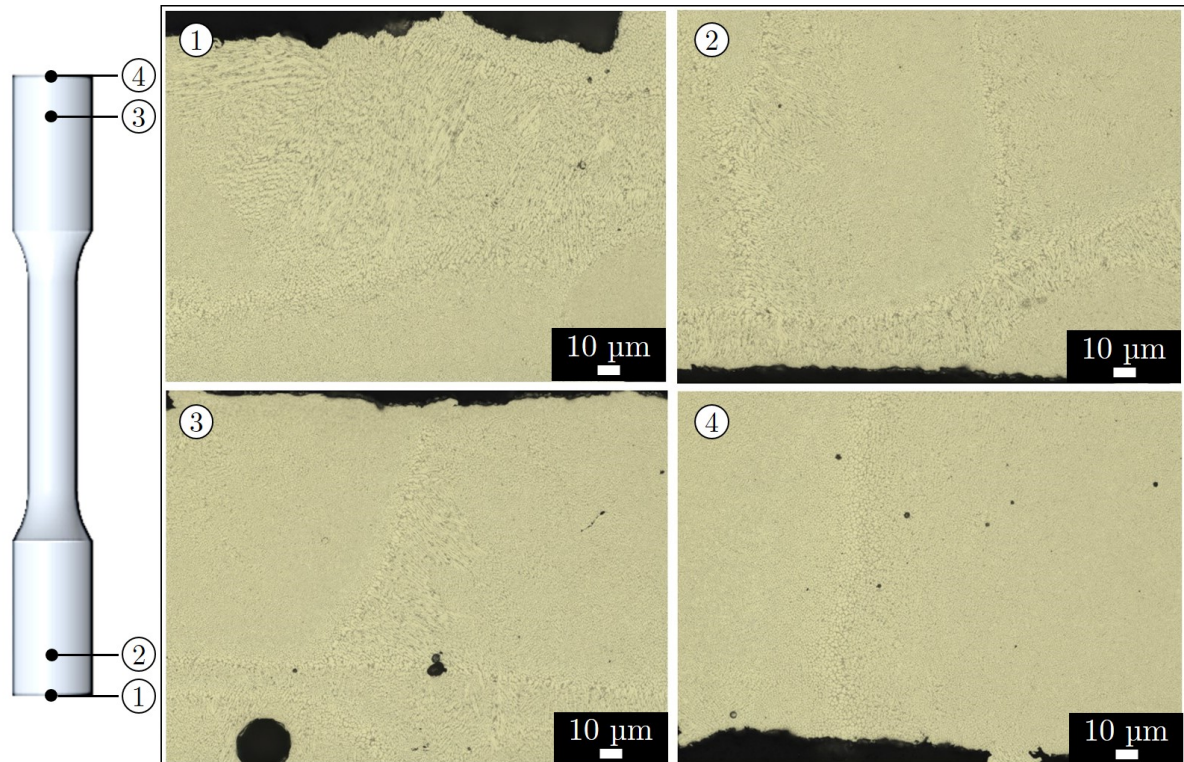


Abbildung 4.2: Lichtmikroskopische Aufnahmen einer Probenorientierung (c) AlSi10Mg Probe; Vergrößerte Struktur der Probenunterkante (Bereich ①); Grafik nach [31].

4.2.3 Porositätsverteilung

Zur Untersuchung der Randschichtporosität wurden Schliffbilder mit einer Molybdän-säureätzung erzeugt. In Abbildung 4.3 sind Randschichtbereiche der Proben mit den Probenorientierungen (a), (c) und (f) dargestellt. Es ist zu beobachten, dass sich die Poren an der Randkontur bzw. zwischen der Randkontur und dem Kern anhäufen. Es sei noch erwähnt, dass auf Grund der beschränkten Volumengröße und Winkelkorrektur nicht alle vorliegenden Poren sichtbar und damit bewertet werden konnten. Die Anhäufung der Poren im Randkonturbereich, die sich ca. um 250 µm in den Probenkern erstrecken, ergibt sich durch die Kontur-Scan-Strategie und der daraus resultierenden erhöhten Wahr-

scheinlichkeit für oberflächennahe Porosität [33]. Im Kernbereich der AlSi10Mg-Proben wird eine regellose Verteilung der Poren festgestellt.

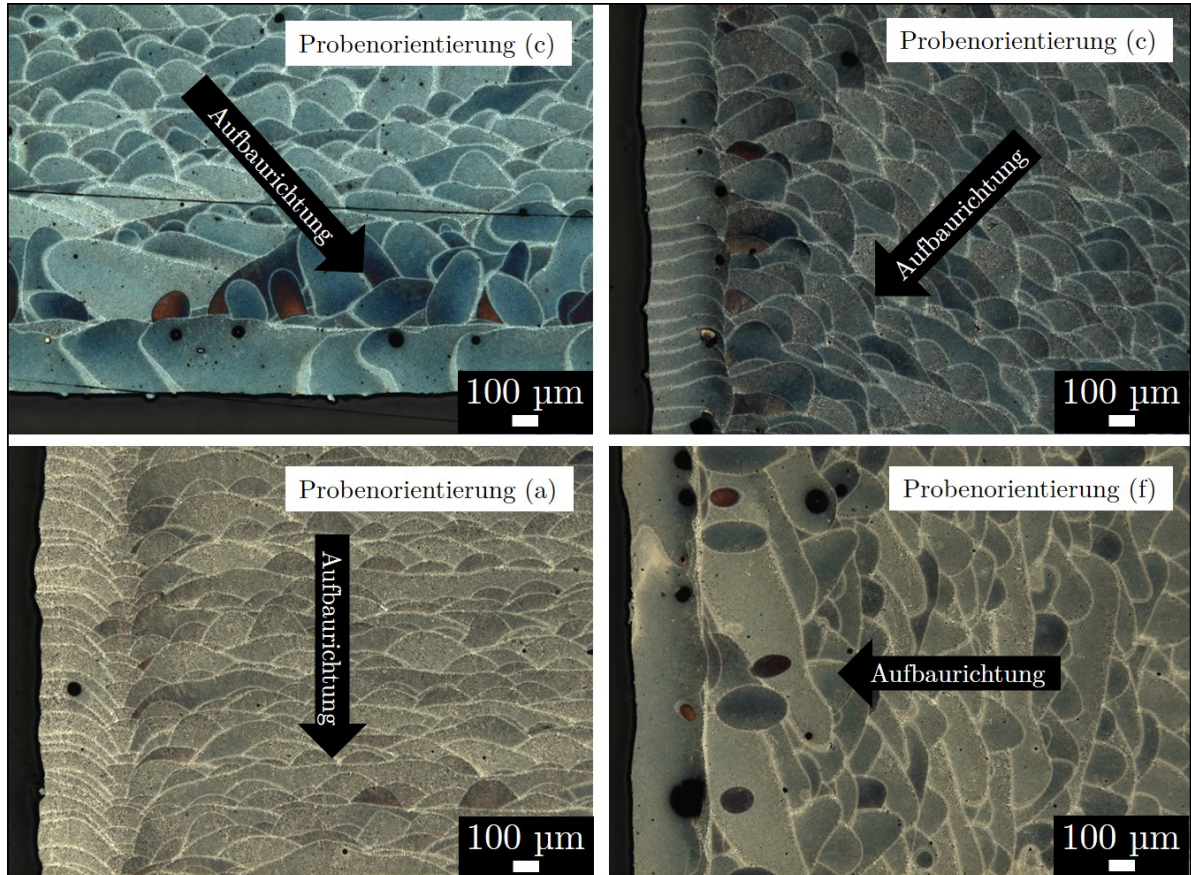


Abbildung 4.3: Lichtmikroskopische Aufnahmen von geätzten Querschliffen der AlSi10Mg Proben; Unterschiedliche Aufbaurichtungen der Proben mit Darstellung der Randschichtporen; Grafik nach [31].

4.3 Einfluss der Wärmebehandlung auf die Härte

Durch die T5-Wärmebehandlung wurde eine Festigkeitserhöhung der AlSi10Mg-Proben erreicht. In Abbildung 4.4 ist der Härteverlauf einer unbehandelten und einer wärmebehandelten Probenorientierung (a) Probe dargestellt. Es ist ersichtlich, dass die Wärmebehandlung auf die vergrößerte Randkontur der Probenunterkante keinen nennenswerten Einfluss hat. Für die Proben mit der Probenorientierung (c), (d), (e) und (f) ist der Effekt der Wärmebehandlung über den Gesamtverlauf der Probe gering, es ist eine

leichte Erhöhung der Härte zu beobachten. Bei stärker angewinkelten bzw. stehenden Proben (Konf. (a), (b)) ist eine Erhöhung und Angleichung der Härtewerte an den drei Messstellen gegeben.

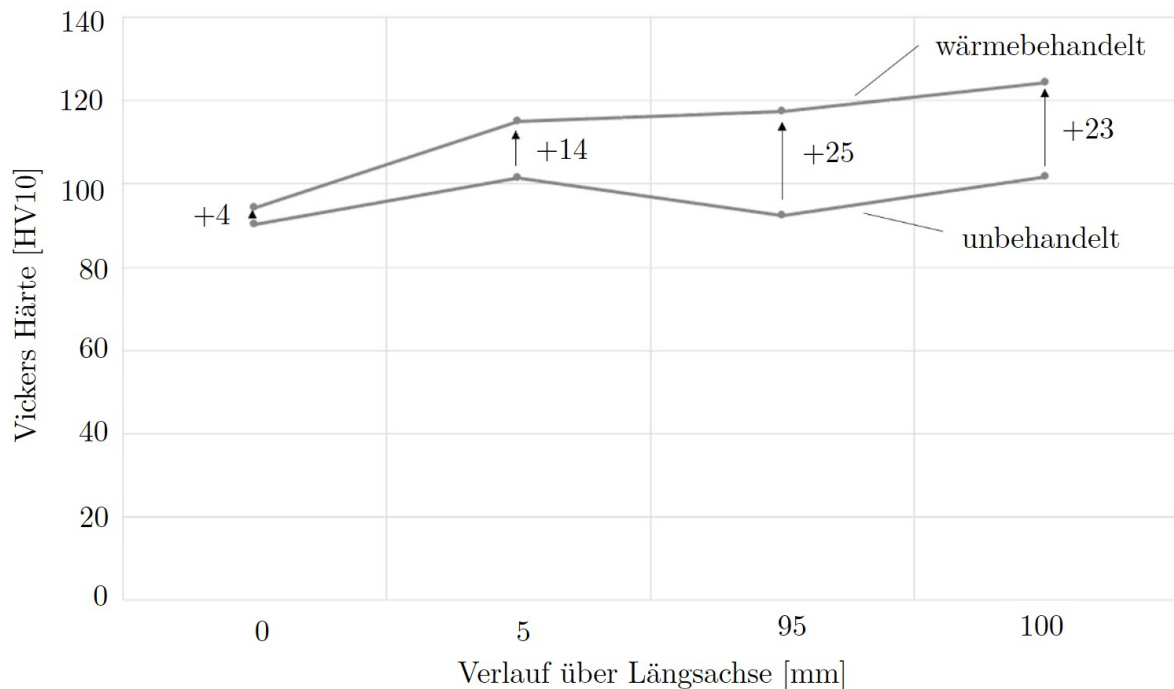


Abbildung 4.4: Härteverlauf unbehandelte und wärmebehandelte Probenorientierung (a) Al-Si10Mg Probe; Grafik nach [31].

4.4 Zug-, Druck- und Torsionsverhalten

In diesem Kapitel wird der Einfluss der Aufbaurichtung auf die Zug-, Druck- und Torsionsfestigkeit untersucht. Hierfür wurden AlSi10Mg-Proben der Probenreihen P.9 und P.10 in fünf bzw. sechs unterschiedlichen Aufbaurichtungen für die Zug-, Druck- und Torsionsversuche hergestellt. Tabelle 4.4 gibt einen Überblick über die Anzahl der geprüften Proben und Probenorientierungen. Die Nomenklatur entspricht der in Kapitel 3.3 und Kapitel 3.8 beschriebenen Probenorientierungen.

Tabelle 4.4: Anzahl der Zug-, Druck- und Torsionsproben und ihre Aufbaurichtung.

	Probenorientierung	Probenanzahl
Zugproben -rund-	(a)	5
	(c)	5
	(d)	5
	(e)	5
	(f)	5
Zugproben - flach-	(a)	5
	(g)	5
	(h)	5
	(i)	5
	(c)	5
Druckproben	(e)	5
	(a)	8
	(b)	7
	(c)	7
	(d)	6
Torsionsproben	(e)	7
	(a)	6
	(c)	6
	(d)	6
	(e)	6
	(f)	6

4.4.1 Zugversuche mit Bestimmung der Querkontraktionszahl

Lokale Härtemessungen ergaben eine Höhenabhängigkeit mit zunehmender Bauhöhe, was durch den unterschiedlichen Aushärtungszustand resultiert. Das heißt, je größer die Bauhöhe, desto weniger fortgeschritten ist der Alterungsprozess. Die vorläufigen Härteprüfungen zeigten die Tendenz der Homogenisierung durch die Wärmenachbehandlung, was durch die Zugversuchskennwerte Zugfestigkeit, Streckgrenze, Elastizitätsmodul und Bruchdehnung bestätigt wurde. Daraus konnte eindeutig gefolgert werden, dass die Härte und die Zugfestigkeit miteinander korrelieren und durch die Wahl einer geeigneten Wärmenachbehandlung an die jeweiligen Bedürfnisse angepasst werden können.

Tabelle 4.5: Gemittelte Ergebnisse für mechanische Eigenschaften - Zugversuch und Bestimmung der Querkontraktionszahl, Prüfung nach DIN EN ISO 6892-1: 2020-06, geprüft bei Raumtemperatur [127], SD ist die Standardabweichung.

Proben-orient.	E-Modul E [GPa]		Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa]		Zugfestigkeit R_m [MPa]		Bruchdehnung A_t [%]		Querkontraktionszahl ν [-]	
	MW	SD	MW	SD	MW	SD	MW	SD	MW	SD
(a)	66,11	1,52	185,87	3,90	344,78	5,95	4,85	0,25	0,39	0,01
(g)	67,91	2,17	188,11	5,11	344,35	6,65	4,55	0,26	0,34	0,02
(h)	68,00	5,12	201,41	7,07	356,62	10,17	4,18	0,20	0,31	0,04
(i)	66,50	0,10	205,69	5,44	348,39	6,40	4,29	0,27	0,39	0,03
(c)	68,43	2,12	190,07	3,98	322,60	3,58	4,41	0,33	0,33	0,05
(e)	66,71	1,64	226,14	8,10	352,05	8,88	5,21	0,48	0,37	0,01
SLM ¹	64	10	227	11	397	11	6	1	-	-
Die-cast ²	71		172		324		3		-	-

¹ Referenzwerte nach Datenblatt SLM Solution GmbH.

² Referenzwerte nach Die-cast ASM International (1984).

Für alle Probenreihen sind die Ergebnisse für Elastizitätsmodul, Streckgrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Poissonzahl in Tabelle 4.5 angegeben. Die wärmebehandelten Proben weisen ein willkürliches Auftreten, bezogen auf den Ort, von Brüchen auf, was die erwartete homogenisierende Wirkung der Wärmebehandlung auf das Gefüge der ausscheidungshärtbaren AlSi10Mg-Legierung zeigt [37]. Ein weiteres Indiz für die Homogenisierung ist der Bruch an verschiedenen Punkten entlang der Prüffläche, Abbildung 4.5. Wenn eine Probe plastisch verformt wird, nimmt die Anzahl der Versetzungen im Material zu und die Probe wird kaltverfestigt. Bei einer Vergrößerung von mehr als 3000x ist auf jeder Bruchfläche eine Grübchenstruktur zu erkennen, die auf eine duktile Rissausbreitung hindeutet (Abbildung 4.6) [131].

Auf der Bruchfläche wurden auch Poren und gelegentlich nichtmetallische / oxidische Einschlüsse festgestellt. In Abbildung 4.7 ist die Bruchfläche entlang mehrerer Schmelzlinien dargestellt. Die Nahaufnahme offenbart Oxideinschlüsse im Inneren der Pore.

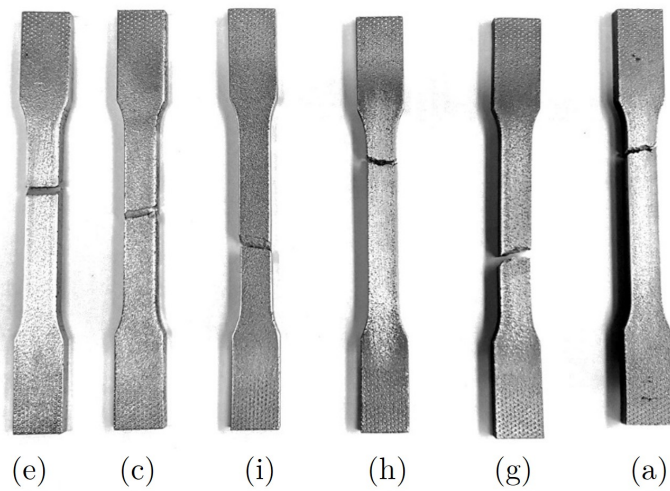


Abbildung 4.5: Bruch an verschiedenen Stellen entlang der Prüffläche; Grafik nach [56].

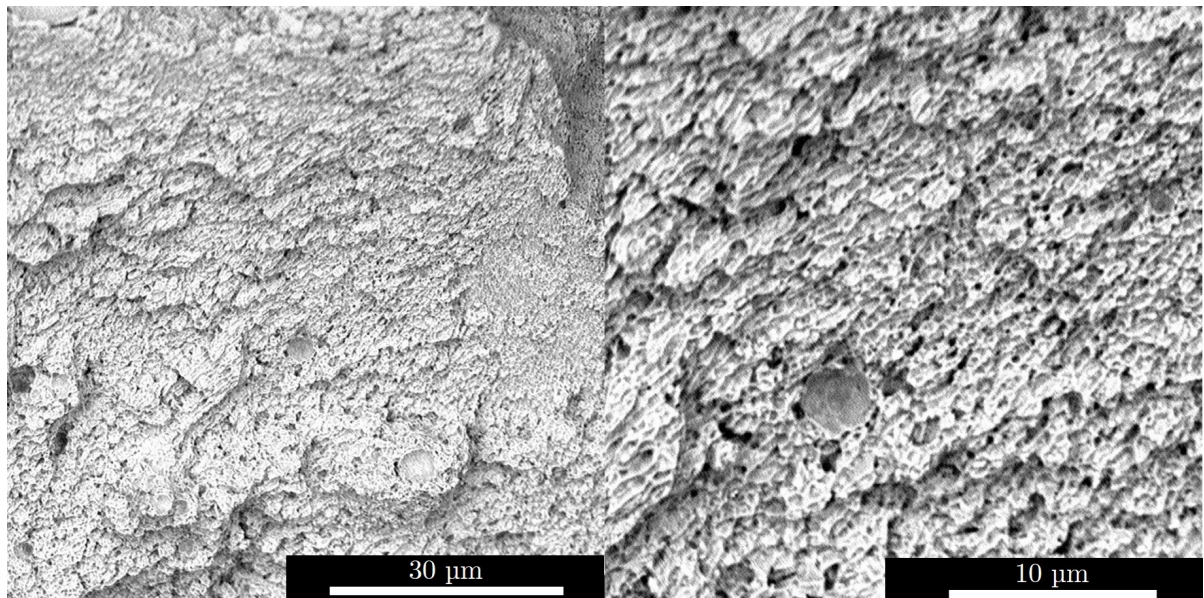


Abbildung 4.6: Wabenstruktur der Bruchfläche einer AlSi10Mg-Probe, REM Aufnahmen bei 3150x und 8300x Vergrößerung; Grafik nach [56].

4.4.2 Zug- und Druckverhalten

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Tabelle 4.6 aufgeführt. Es ist ersichtlich, dass die Probenorientierung mit der geringeren Aufbauhöhe, einer Schichtorientierung parallel zur Belastungsrichtung und einer Orientierung senkrecht zur Gasströmungsrichtung (Probenorientierung (e)) eine hohe Zugfestigkeit und Duktilität aufweist. Eines der Hauptargumente für die geringere Festigkeit geneigter Probekörper ist, dass die Wahr-

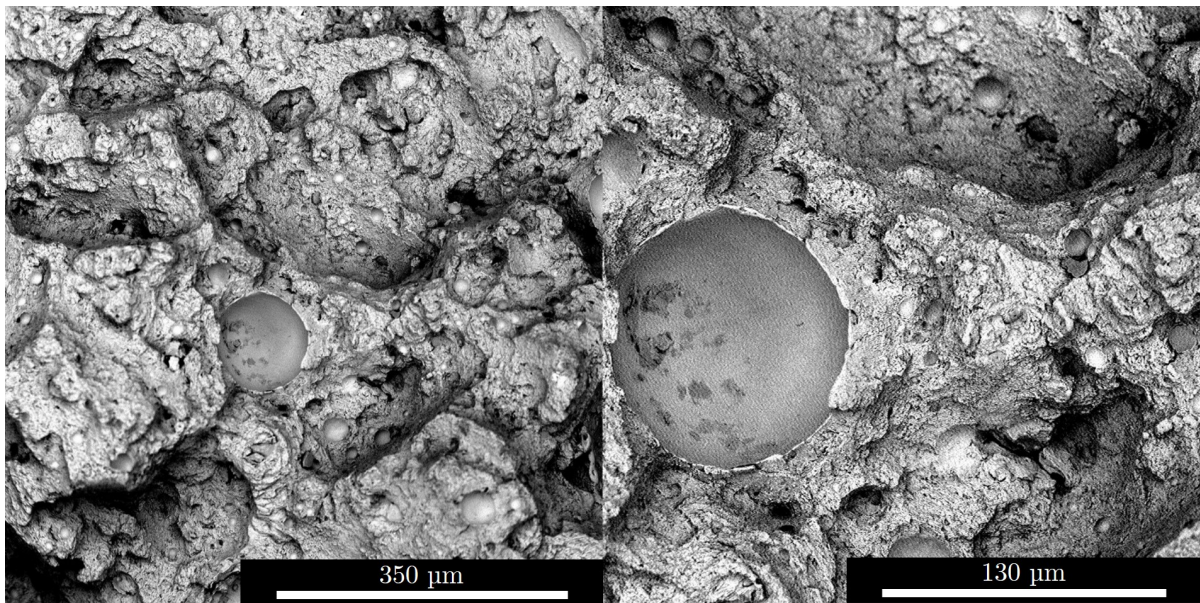


Abbildung 4.7: REM Aufnahmen der Bruchoberfläche; Bruchfläche entlang von Schmelzlinien sowie Oxidreste an freigelegter Porenoberfläche; Grafik nach [56].

scheinlichkeit von Unregelmäßigkeiten und Hohlräumen mit zunehmender Anzahl von Schichten steigt. Dies ist jedoch nicht unbedingt gleichbedeutend mit einem erhöhten Porositätsgrad, wie in Tabelle 4.2 gezeigt wird. Es hat sich jedoch gezeigt, dass die Verbindungen zwischen einzelnen Laserspuren und Schichten die anisotropen Eigenschaften verändern [57, 58, 132]. Die Ausrichtung der Schichten, ausgehend von 45° , führt mit zunehmendem Azimutwinkel zu geringerer Festigkeit bei geringer Duktilität. Dieses Verhalten steht in direktem Zusammenhang mit dem Zusammentreffen der Schichtausrichtung mit den maximalen Scherkräften, die in einem Winkel von 45° zur Zugbelastung auftreten und somit das Gleiten und Brechen zwischen benachbarten Schichten fördern. Die geringste Duktilität wurde für die vertikale Ausrichtung der Schicht in Bezug auf die Belastungsrichtung festgestellt.

Ein interessantes Phänomen ist die Abweichung zwischen den Probenorientierungen (e) und (f). Die Streckgrenze liegt bei (e) um 7,11 %, die Zugfestigkeit um 9,23 % und die Duktilität um 4,4 % niedriger im Vergleich zur Probenorientierung (f). Der Platzbedarf und die Aufbauhöhe während der Produktion waren gleich, und beide Probenorientierungen hatten den gleichen Ausgangszustand in Bezug auf ihre Belastung gegenüber

Tabelle 4.6: Gemittelte Ergebnisse für mechanische Eigenschaften - Zugversuch, Prüfung nach DIN EN ISO 6892-1:2020-06, geprüft bei Raumtemperatur [127], SD ist die Standardabweichung.

Proben- orientierung	E-Modul E [GPa]		Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa]		Zugfestigkeit R_m [MPa]		Bruchdehnung A_t [%]	
	MW	SD	MW	SD	MW	SD	MW	SD
(a)	74,8	1,0	205	5	377	5	3,3	0,2
(c)	76,9	3,1	192	8	344	9	5,9	0,9
(d)	78,5	1,5	210	3	349	15	4,4	1,4
(e)	73,5	2,7	225	6	364	5	6,5	0,2
(f)	73,2	3,2	209	9	348	9	5,9	0,7

der Schichtorientierung. Der einzige Unterschied zwischen diesen beiden Probenorientierungen bestand in der Variation der Ausrichtung der Längsachse der Probe in der XY -Ebene, so dass die Proben mit der Probenorientierung (e) senkrecht zur Gasströmungsrichtung und die Probenorientierung (f) parallel dazu lagen. Diese Abweichungen können zwei mögliche Ursachen haben. Zum einen ändert sich das angewendete Bestrahlungsmuster, das in der Regel an einem definierten Punkt für jeden einzelnen Querschnitt beginnt und zum anderen bewegt es sich in unterschiedliche Richtungen entlang des zu bestrahlenden Querschnitts [37]. Dadurch entstehen unterschiedliche Segmentgrößen der einzelnen Bestrahlungszellen. Weiterhin führen die Inhomogenitäten der Umgebungsbedingungen, die durch die Gasströmung über das Pulverbett verursacht werden, zu Inhomogenitäten der Oberflächenbeschaffenheit [64]. Dies wirkt sich auf den nachfolgenden Wiederbeschichtungs- und Bestrahlungsprozess aus. Die unidirektionale Gasströmung verursacht nicht nur eine inhomogene Oberflächenbeschaffenheit, sondern auch ein inhomogenes Temperaturfeld, das zu unterschiedlichen Abkühlungsraten führt [133]. In Kombination führen diese Effekte zu deutlichen Unterschieden zwischen den Probenorientierungen. Vergleicht man die Zugfestigkeitsergebnisse mit den Untersuchungen von Hitzler et al. [37], mit den Probenreihen P.1 und P.4 (siehe Abbildung 4.8), so liegen die Ergebnisse in einem ähnlichen Bereich. Alle Fälle zeigen eine tendenzielle Abnahme der

Streckgrenze und der Zugfestigkeit bei einem Azimutwinkel von 0° - 45° , was auf einen spröden Scherbruch zwischen aufeinanderfolgenden Schichten hinweist. Die von Hitzler et al. [37] für die geneigten Proben angegebenen etwas niedrigeren Festigkeitswerte lassen sich durch deren vorzeitiges Versagen aufgrund höhenabhängiger Abweichungen im Ausscheidungshärtungszustand erklären.

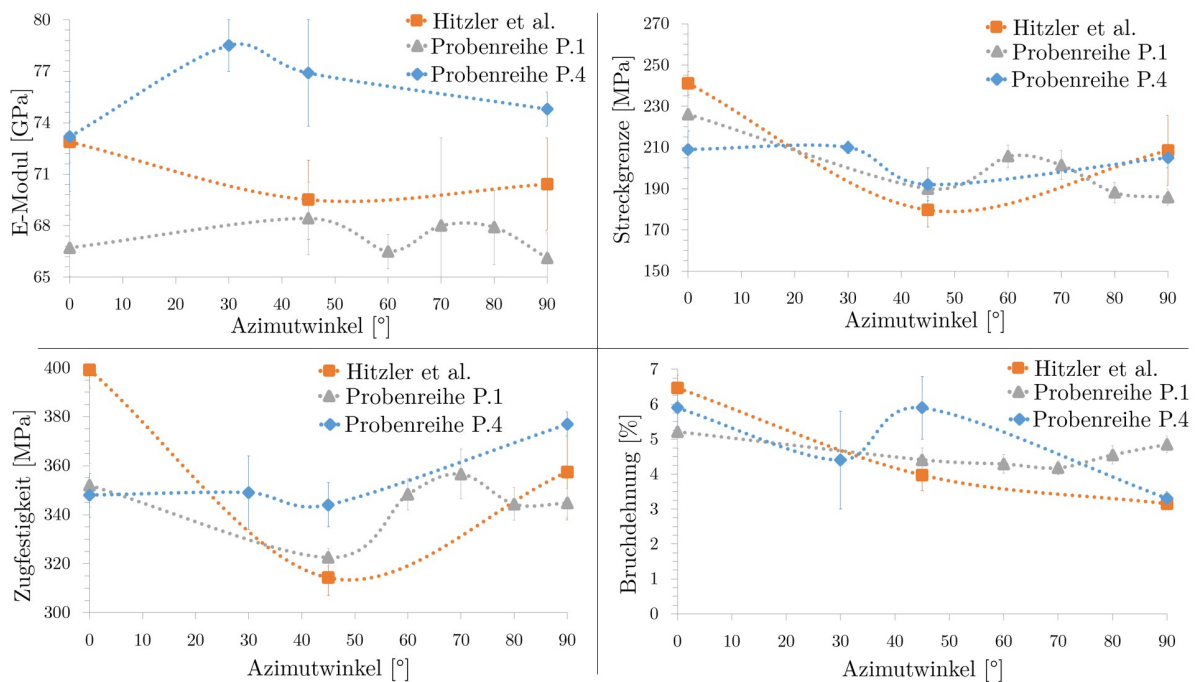


Abbildung 4.8: Zusammenfassung der Zugfestigkeitsergebnisse aus Untersuchungen von Hitzler et al., Probenreihe P.1 und P.4; Grafik nach [116].

Der in Kapitel 4.4.1 ermittelte niedrigere Elastizitätsmodul ist darauf zurückzuführen, dass die Proben nicht bearbeitet und die unter der Oberfläche befindlichen Porositäten, die zwischen der Kontur und dem Kern vorhanden sein können, nicht entfernt wurden, sondern im gebauten Zustand geprüft wurden.

Die Druckprüfungen ergaben bei allen Probenorientierungen bemerkenswert hohe Steifigkeitswerte, die in Tabelle 4.7 dargestellt sind. Aufgrund des willkürlichen Auftretens von Knicken konnten die Ergebnisse der maximalen Spannung nicht aufgezeichnet werden und sind daher in dieser Studie nicht enthalten. Die Druckstreckgrenze in den Probenorientierungen (a) und (b) weist hohe Werte auf (Abbildung 4.9). Es ist allgemein bekannt,

dass die Porosität zwar ein großer Schwachpunkt in PBF-LB Bauteilen ist, aber kein Schlüsselfaktor bei Druckbelastungen darstellt. Dies liegt daran, dass die Art der Belastung dazu neigt, die Poren zu schließen und die defekten Bereiche zu verfestigen, solange die Porosität minimal ist. Im Gegensatz dazu beginnen sich die Poren bei Zugbelastung auszudehnen, zusammenzuwachsen und sich in Form von Rissen auszubreiten, die zum Versagen führen. Die Auswertung der erhaltenen Ergebnisse lässt den Schluss zu, dass der Einfluss der Porosität mit der Ausrichtung der Schicht zur Belastungsrichtung zusammenhängen könnte. Dies würde bedeuten, dass bei Proben mit einer Schichtorientierung parallel zur Belastungsrichtung der Einfluss der Fehlstellen größer ist und somit das Gleiten der Schichten gefördert wird als bei Proben mit einer senkrechten Schichtorientierung. Dies würde die hohe Druckstreckgrenze der Probenorientierungen (a) und (b) erklären. Wenn man die Ergebnisse mit der entsprechenden Studie von Aboulkhair et al. vergleicht, kann man feststellen, dass die Ergebnisse sowohl für Zug, als auch für Druck der Probenorientierung (a) eine ähnliche Tendenz aufweisen [72].

Tabelle 4.7: Gemittelte Ergebnisse für mechanische Eigenschaften - Druckversuch, geprüft bei Raumtemperatur [127], SD ist die Standardabweichung.

Probenorientierung	E-Modul E [GPa]		Druckstreckgrenze R_{dp} [MPa]	
	MW	SD	MW	SD
(a)	79,1	0,5	300	9
(b)	79,8	1,1	280	13
(c)	77,8	1,7	243	8
(d)	73,5	2,4	218	9
(e)	74,2	2,2	227	14

Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm (Zug/Druck) für die verschiedenen Probenorientierungen ist in Abbildung 4.9 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Tendenz des Druck- und Zug-Elastizitätsmoduls bei allen Probenorientierungen die gleiche ist. Hinsichtlich der Fließgrenze liegen die Ergebnisse sowohl für die Zug- als auch für die Druckstreckgrenze für die Probenorientierungen (c), (d) und (e) in einem ähnlichen Bereich. Die von

Hitzler et al. geprüften längeren Druckproben weisen einen um 5 - 8% höheren Druckelastizitätsmodul auf [134]. Aufgrund des größeren Verhältnisses von Breite zu Länge (1:5) ist die einachsige Lastkomponente größer, was zu genaueren Ergebnissen führt. Der Hauptnachteil dieser Proben war jedoch ihre Neigung zum Knicken, und keine der in [134] geprüften Proben konnte bis zum Versagen geprüft werden. Daher konnten keine Daten für die Druckfestigkeit gesammelt werden. Das in dieser Studie verwendete Verhältnis von Breite zu Länge (1:3) neigte ebenfalls zum Knicken, so dass keine Daten zur Druckfestigkeit gewonnen werden konnten. Für die Bestimmung der Druckfestigkeit wird in der Regel ein Verhältnis von Breite zu Länge von 1:2 empfohlen, um sicherzustellen, dass kein Knicken auftritt.

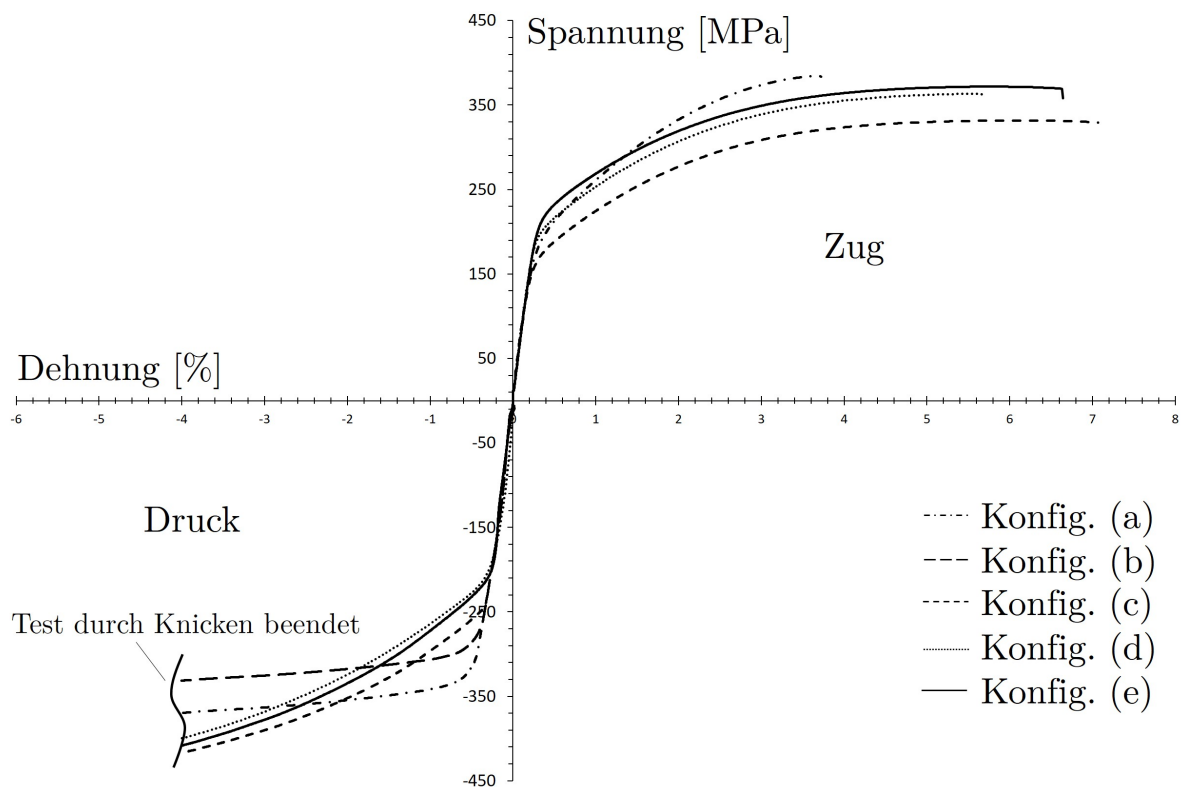


Abbildung 4.9: Zug- und Druckbelastung, Spannungs-Dehnungs-Diagramm; Grafik nach [116].

Im gebauten Zustand wird das Gefüge durch eine feine zelluläre Struktur bestimmt, die aus übersättigten α -Al-Körnern und einem Verbundnetz der eutektischen Si-Phasen besteht [135]. Die Verbindungsbereiche zwischen benachbarten Scanspuren, einschließlich

der Schmelzbadgrenze und der wärmebeeinflussten Zone der zuvor hergestellten Spur oder Schicht, weisen ein gröberes Gefüge auf, was sowohl α -Al-Kristalle als auch Si-Partikel betrifft [132]. Messungen haben bestätigt, dass diese Bereiche eine geringere Härte aufweisen, und vorläufige statische einachsigen Materialtests haben ergeben, dass diese Bereiche einen spröden Scherbruch begünstigen, was zu einem Abfall der Streckgrenze bei 45° Azimutwinkel und einer Verringerung der Bruchdehnung von 0° bis 90° Azimutwinkel führt (Abbildung 4.10) [37, 71, 134]. Es ist zu beachten, dass aufgrund der Drehung des Scan-Track-Musters nach jeder Schicht der erwähnte Effekt dieser Zonen bei der repetitiven Schichtung viel deutlicher zu Tage tritt. Abgesehen von der in der Schichtung begründeten makroskopischen Anisotropie und den sich daraus ergebenden Schwierigkeiten sind die für PBF-LB gefertigtes AlSi erzielten statischen mechanischen Eigenschaften ihren gegossenen Pendanten überlegen. Dies beruht auf der schnellen Abkühlung der Schmelze zu einem Feststoff, der eine feine zelluläre Struktur bildet, gefolgt von der schnellen Abschreckung des erstarrten Materials von der Erstarrungstemperatur auf die Prozessvorwärmtemperatur. Diese hohen Abschreckgeschwindigkeiten können in Wärmebehandlungen nicht realisiert werden, was zu einem Maximum an gelösten Legierungselementen in den übersättigten α -Al-Kristallen führt [70]. Dies wiederum begünstigt die Mischkristallhärtung, vor allem aber die mögliche Ausscheidungshärtung dieser Legierungen, wobei die künstliche Alterung des gerade erstarrten und abgeschreckten Materials sofort während des Prozesses beginnt, da die üblichen Prozesstemperaturen von etwa 200°C im Bereich der Alterungstemperaturen von Al-Si-Mg-Legierungen liegen. Eine sofortige Warmaushärtung hat den zusätzlichen Vorteil, dass die Stöchiometrie der gebildeten MgSi Cluster die Wirksamkeit der Ausscheidungshärtung erhöht, ein Effekt, der von Wärmebehandlungen mit direkter Alterung in gegossenem Al-Si-Mg bekannt ist [38, 68, 136].

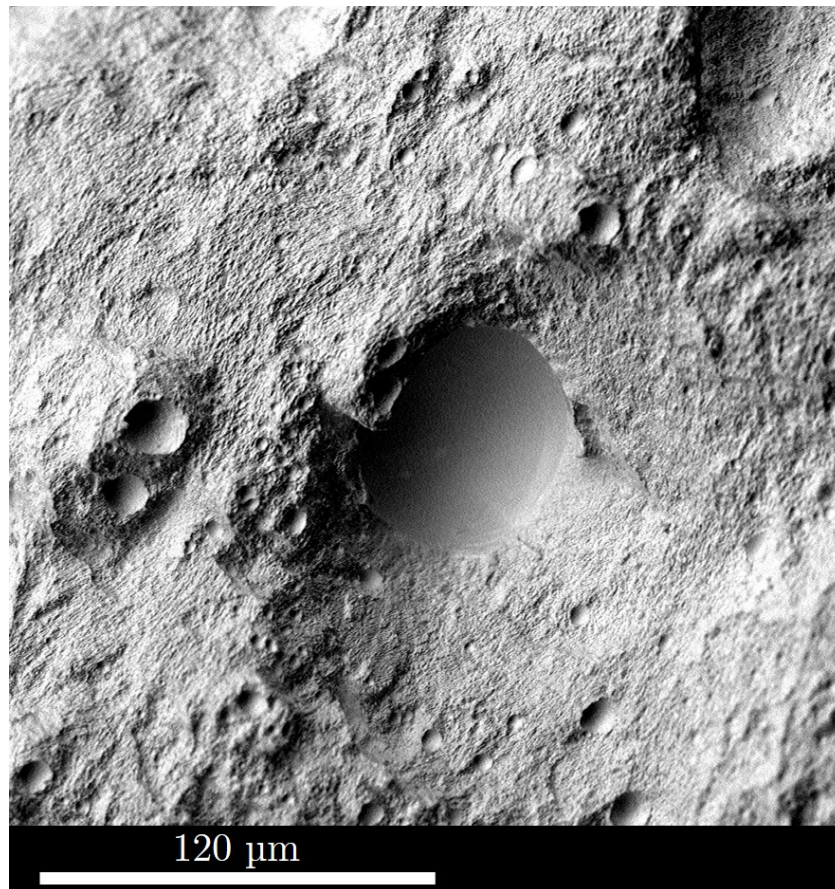


Abbildung 4.10: REM-Aufnahme der Bruchfläche einer Konfig. (c) Probe; Grafik nach [116].

4.4.3 Zug- und Torsionsverhalten

Die Schubmodulergebnisse sind einmal über die Regressionsgerade auf Basis der Winkelergebnisse aus der Torsionsmaschine und einmal über die Datenpunkte aus der DMS-Auswertung angegeben, Tabelle 4.8. Eine weitere wichtige Materialeigenschaft ist die Torsionsfestigkeit. Diese beschreibt die Torsionsspannung, bei der das Material versagt. Dabei ist das Torsionsmoment das maximal wirkende Torsionsmoment. Die Torsionsfließgrenze beschreibt den Übergang zwischen elastischer und plastischer Verformung. Das Torsionsmoment ist hier das wirksame Torsionsmoment beim Übergang von elastisch zu plastisch, die Torsionsfestigkeit und die Torsionsfließgrenze sind in Tabelle 4.9 angegeben. Je höher der Schubmodul ist, desto höher ist der Widerstand des Materials gegen seine elastische Verformung und desto steifer ist das Material. Die Schubmodulwerte der

Tabelle 4.8: Gemittelte Ergebnisse für mechanische Eigenschaften, Schubmodulergebnisse über die Regressionsgerade und über die Dehnungsmessstreifen (DMS-Auswertung).

Proben- orientierung	Regressionsgerade (DMS-Auswertung)			
	Schubmodul [GPa]		Schubmodul [GPa]	
	MW	SD	MW	SD
(a)	23,615	0,455	23,927	0,871
(c)	20,239	0,486	19,627	0,526
(d)	21,882	0,613	22,098	1,182
(e)	22,254	0,703	22,484	1,298
(f)	20,294	1,357	20,407	1,839

Tabelle 4.9: Gemittelte Ergebnisse für mechanische Eigenschaften, Torsionsfestigkeit und Torsionsfließgrenze.

Proben- orientierung	Torsionsfließgrenze [GPa]		Torsionsfestigkeit [GPa]	
	MW	SD	MW	SD
(a)	153	6,12	308	11,12
(c)	121	2,44	268	6,00
(d)	138	4,72	286	1,182
(e)	139	5,70	283	16,70
(f)	112	16,86	255	10,70

Regressionsgeraden und die aus den Dehnungsmessstreifen resultierenden Schubmodulwerte sind vergleichbar. Die Probenorientierung (a) hat den höchsten Schubmodul, die höchste Torsionsfestigkeit und die höchste Torsionsfließgrenze, weil hier der Aufbau der Schichten für diese Art der Belastung günstiger ist. Im Gegensatz dazu hat die Probenorientierung (f) einen ähnlichen Schubmodul wie die Probenorientierung (a), aber die niedrigste Torsionsfestigkeit und eine niedrige Torsionsfließgrenze. Mögliche Ursachen könnten Materialeinschlüsse, Poren oder Delaminationen sein. Dennoch können Schlussfolgerungen über die Beziehung zwischen Materialeigenschaften und Druckrichtungen gezogen werden.

Auf der Grundlage der in Kapitel 4.4.2 durchgeführten Studie zur Zugbelastung ist es

möglich, Beziehungen zwischen den Materialeigenschaften von Zug- und Torsionsbelastung des additiv gefertigten Materials herzustellen. Die Beziehungen zwischen der Torsionsstreckgrenze τ_F und der Zugstreckgrenze $R_{p0,2}$ sowie zwischen der Torsionsfestigkeit τ_M und der Zugfestigkeit R_m sind in Tabelle 4.10 angegeben. Das Verhältnis zwischen der

Tabelle 4.10: Gemittelte Ergebnisse von Torsionsfließgrenze, Streckgrenze, Torsionsfestigkeit und Zugfestigkeit sowie deren Verhältnis.

Probenorientierung	τ_F [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$\frac{\tau_F}{R_{p0,2}}$	τ_M [MPa]	R_m [MPa]	$\frac{\tau_M}{R_m}$
(a)	153	205	0.75	308	377	0.82
(c)	121	192	0.63	268	344	0.78
(d)	138	210	0.66	286	349	0.82
(e)	139	225	0.62	283	364	0.78
(f)	112	209	0.53	255	348	0.73
MW der Verhältnisse			0,64			0,79

Torsionsstreckgrenze und der Zugstreckgrenze wird durch einen durchschnittlichen Korrelationsfaktor von 0,64 beschrieben. Das Verhältnis zwischen der Torsionsfestigkeit und der Zugfestigkeit wird durch einen durchschnittlichen Korrelationsfaktor von 0,79 ausgedrückt. Betrachtet man diese Zusammenhänge nach den Schubspannungshypothesen nach Tresca (Korrelationsfaktor 1/2) und nach von Mises (Korrelationsfaktor von $1/(3)^{0,5} = 0,577$), so liegt der Fehlerprozentatz bei der Streckgrenze zwischen 10,9 - 28 % und für die Bruchgrenze zwischen 36,9 - 58 % [126]. Eine entscheidende Frage im Zusammenhang mit der additiven Fertigung ist die Gültigkeit klassischer Materialmodelle, die von gängigen Materialien bekannt sind. Im Rahmen der elasto-plastischen Werkstoffmodellierung ist die Fließbedingung ein wichtiger Bestandteil des plastischen Werkstoffgesetzes. Im Falle der klassischen vollverdichteten metallischen Werkstoffe sind die Fließbedingungen nach Tresca oder von Mises weit verbreitet. Um eine erste Vorstellung davon zu bekommen, ob diese klassischen Gesetze potenziell auf additiv gefertigte Materialien anwendbar sind, kann das Verhältnis zwischen der Torsions- und der Zugfließspannung verwendet werden. In gleicher Weise kann dieses Konzept auf eine Versagensfläche ausgedehnt und die

entsprechenden Verhältnisse können bewertet werden. Wie oben festgestellt, besteht ein erheblicher Unterschied zwischen den theoretischen Verhältnissen, d. h. Tresca oder von Mises, und den experimentellen Werten. Daraus lässt sich ableiten, dass die Anwendung der klassischen Fließbedingungen fragwürdig ist und künftige Forschungen darauf gerichtet sein müssen, geeignete Materialgesetze für den elastisch-plastischen Bereich zu finden.

4.5 Schwingfestigkeitsverhalten

Nachfolgend werden die Ergebnisse der Untersuchungen, welche vor den Schwingfestigkeitsversuchen gemacht wurden, die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsversuche und die Bruchbildanalyse vorgestellt.

4.5.1 Ergebnisse der Rauheitsmessungen

Abbildung 4.11 zeigt die resultierenden Mittelwerte der Messgrößen und die Standardabweichungen. Es ist zu erkennen, dass die Probenreihe P.1 den höchsten R_z -Wert aufweist. Es zeigt sich auch, dass alle Nachbehandlungen einen positiven Einfluss auf die Oberflächenrauheit haben. Es konnte festgestellt werden, dass die unbehandelten Proben die größten Mittelwerte und Standardabweichungen für R_z und R_{\max} aufzeigen. Diese Werte gaben jedoch keinen Aufschluss über die Homogenität des Rauheitsprofils. Zu diesem Zweck wurden die Werte für R_{\max} und R_z in Relation gesetzt und sind in Tabelle 4.11 dargestellt. Große Werte deuten auf starke Erhebungen oder Vertiefungen in einem ansonsten homogenen Oberflächenrauheitsprofil hin. Bei den gleitgeschliffenen Proben ergaben sich bei diesen Untersuchungen das höchste Verhältnis, während die T5-behandelten und kugelgestrahlten Proben die niedrigsten Werte zeigten.

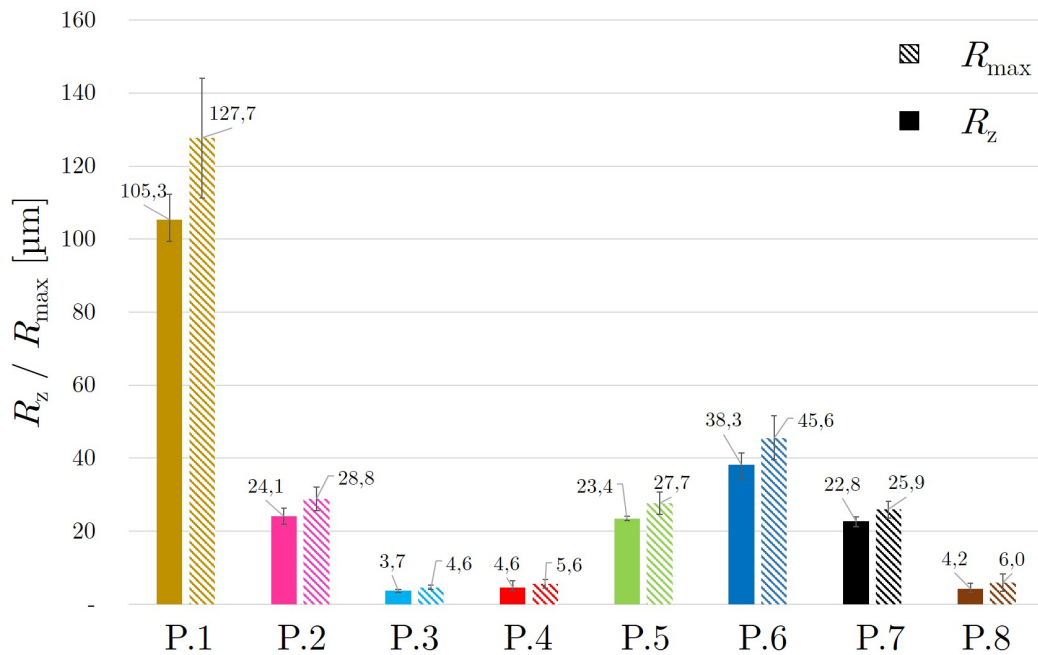


Abbildung 4.11: Resultierende Mittelwerte der Messgrößen R_z und R_{max} und die Standardabweichungen der Probenreihen P.1 - P.8.

Tabelle 4.11: Verhältnis der Rauheitsmesswerte R_{max} und R_z .

Probenreihe	Verhältnis R_{max}/R_z
P.1	1,21
P.2	1,20
P.3	1,25
P.4	1,23
P.5	1,18
P.6	1,19
P.7	1,14
P.8	1,44

4.5.2 Ergebnisse der Eigenspannungsmessungen

Die Eigenspannungen wurden zweimal an drei zufällig ausgewählten Proben pro Reihe bestimmt, einmal vor Beginn der Ermüdungsversuche und einmal nach einer vordefinierten Anzahl von Schwingungszyklen (10% vom maximalen Schwingspielzahl), um den Einfluss der zyklischen Belastung auf die Eigenspannungen der Probe zu ermitteln, die Abbruch-Schwingspielzahlen sind in Anhang A gelistet. Die ermittelten Eigenspan-

nungen und die entsprechenden Standardabweichungen dieser Proben sind in Tabelle 4.12 aufgeführt. Positive Werte beziehen sich auf Zugeigenspannungen, während negative Werte auf Druckeigenspannungen hinweisen. Die Probenserie P.1 wies die höchste

Tabelle 4.12: Eigenspannung in Probenlängsrichtung der Probenreihen vor der Schwingfestigkeitsuntersuchung und nach 10 % der Schwingspielzahl.

Probenreihe	Eigenspannungen (vorher) [MPa]	SD	Eigenspannungen (nachher) [MPa]	SD
P.1	42,3	11,4	21,3	8,1
P.2	-101,5	3,7	-14,4	2,9
P.3	17,1	4,8	3,5	3,3
P.4	10,7	4,3	5,2	4,6
P.5	-58,5	2,5	-14,9	1,5
P.6	-57,5	2,6	-29,8	1,8
P.7	-57,9	2,6	-15,7	3,1
P.8	-93,5	2,9	-76,1	3,2

Streuung auf, was zum Teil mit ihrer rauen Oberfläche und deren Auswirkungen auf den verwendeten Messansatz zusammenhing. Bei allen anderen Probenreihen lag die Standardabweichung in einem akzeptablen Bereich. Die Zugeigenspannungen wurden durch die mechanische Bearbeitung teilweise abgebaut, wie aus den Ergebnissen der Probenreihe P.3 ersichtlich ist. Die thermische Nachbehandlung reduzierte das Niveau der Zugeigenspannungen weiter, wie aus den Ergebnissen der T5-wärmebehandelten Probenreihe P.4 ersichtlich ist. Es fällt auf, dass in der Probenreihe P.2, die vor dem Kugelstrahlen laserpoliert wurde, höhere Druckeigenspannungen vorhanden waren als in den anderen kugelgestrahlten Probenreihen. Dies deutet darauf hin, dass die Zugeigenspannungen während des Aufschmelzens der Oberflächenschicht durch das Laserpolieren stärker abgebaut worden sind als während der mechanische Bearbeitung oder der mechanischen Bearbeitung und T5-Wärmebehandlung der Proben. Die Probenreihe P.8 wies ebenfalls ein hohes Maß an Druckeigenspannungen auf.

Die Zugeigenspannungen der unbehandelten Probenreihe P.1 sind auf den hohen Abkühlungsgeschwindigkeit bei der additiven Fertigung zurückzuführen. Der Grund für die

größte aller Standardabweichungen ist die sehr raue Oberfläche, da keine Nachbehandlung durchgeführt wurde. So war der Abstand der Sonde zur Probe nicht immer identisch, je nachdem, in welchem Winkel die Sonde zur Probe stand. Wie aus den Ergebnissen früherer Studien [83, 84] zu erwarten ist, verursacht das Kugelstrahlen Druckeigenstressungen in der Probe. Vergleicht man die Probenreihen P.5 bis P.7 miteinander, so zeigt sich, dass es keinen signifikanten Unterschied macht, ob die Probe direkt nach der Bearbeitung kugelgestrahlt wurde (P.5), ob sie direkt nach der Bearbeitung mit einer höheren Intensität gestrahlt wurde (P.6) oder ob nach der Bearbeitung eine T5-Behandlung durchgeführt und anschließend gestrahlt wurde (P.7).

Abbildung 4.12 zeigt die Eigenspannung vor und nach 10 % der Schwingspielzahl. Im Allgemeinen ist zu erkennen, dass sowohl die Druck- als auch die Zugeigenstressungen durch das Zyklisieren verringert wurden. Alle Proben weisen nach 10 % der Schwingspielzahl geringere Eigenspannungen auf.

Bei den meisten Versuchsreihen zeigten die Proben, die der geringsten Belastung ausgesetzt waren, die geringste Veränderung der Eigenspannungsamplituden. Diese Tendenz konnte jedoch für die Probenreihen P.3 und P.4 nicht bestätigt werden. Trotz der geringeren Belastung veränderten sich die Eigenspannungen der Probe P.3a stärker als die der Probe P.3b. Dies könnte jedoch auf die Eigenspannungen im Ausgangszustand zurückzuführen sein, die größer waren und daher stärker abgebaut wurden.

4.5.3 Ergebnisse der Mikrostrukturuntersuchungen

Abbildung 4.13 links zeigt die Schweißspuren im Querschnitt einer Probe der Probenreihe P.4. Hier sind drei verschiedene Ausrichtungen mit gleichmäßigem Winkelunterschied zu erkennen, da der Schnitt Bereiche aus drei Stufen des Fertigungsprozesses zeigt. Die Winkel zwischen den erkennbaren Bahnen entsprechen den Schraffurwinkeln des Lasers während des Aufbaus. Dieses Schmelzbadmuster ist ein typisches Merkmal, das auf Schliffbildern von selektiv lasergeschmolzenem AlSi10Mg zu sehen ist [67]. Au-

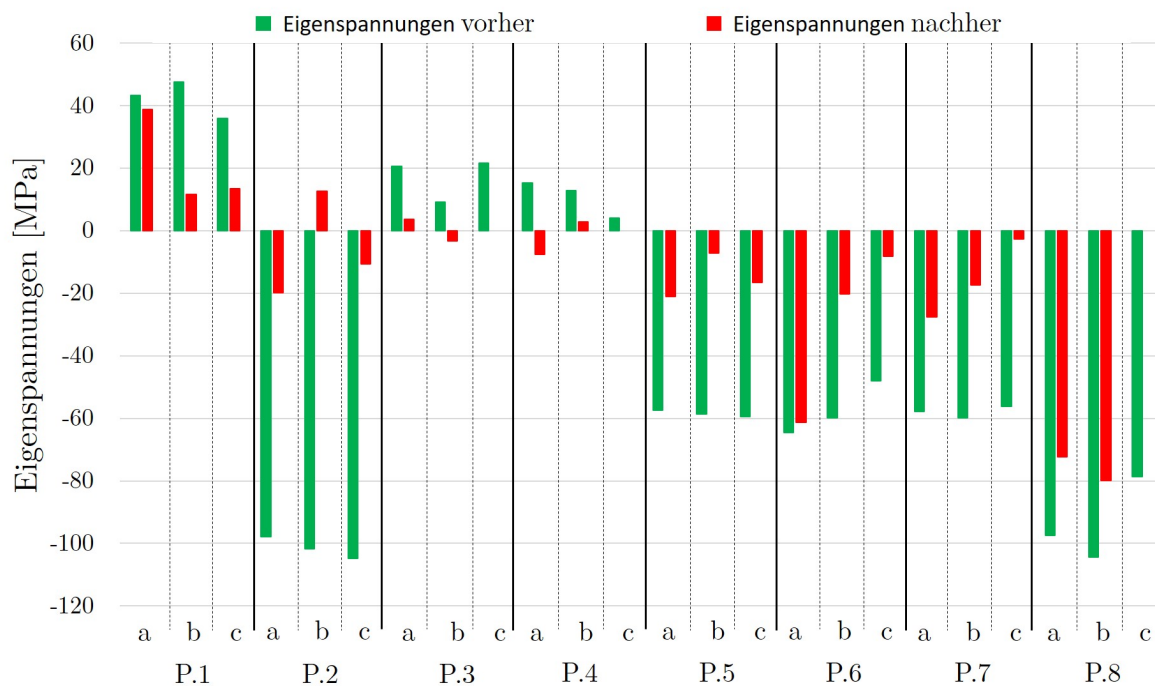


Abbildung 4.12: Vergleich der Eigenspannungen zu Beginn der Schwingfestigkeitsuntersuchung und nach 10 % der Schwingspielzahl.

ßerdem waren einige Poren sichtbar. Die meisten von ihnen haben einen Durchmesser von $<10\ \mu\text{m}$, vereinzelt treten aber auch größere Poren auf. Der Durchmesser der größten Pore in dieser Abbildung beträgt etwa $70\ \mu\text{m}$. Die Form der Poren variiert von kreisförmig bis unregelmäßig. Abbildung 4.13 rechts zeigt den Längsschnitt der gleichen Probe. Die sichtbare Schuppenstruktur ist typisch für diese Betrachtungsrichtung. Die Merkmale des Längs- oder Querschnitts im Inneren der Proben weisen keine nennenswerten Unterschiede zwischen den verschiedenen Probenreihen auf. Dies gilt sowohl für die unbehandelten als auch für die behandelten Proben. Deutliche Unterschiede sind jedoch im oberflächennahen Bereich zu erkennen, weshalb dieser Bereich im Folgenden ausführlicher behandelt wird. Der Randbereich der Probenserie P.2, die zunächst laserpoliert und dann kugelgestrahlt wurde, kann in drei Bereiche unterteilt werden und ist in Abbildung 4.14 dargestellt. Die äußerste Schicht der Oberfläche ist etwa $150\ \mu\text{m}$ stark und durch die Kugelstrahlbehandlung leicht plastisch verformt. Das Gefüge ist feinkörnig, was auf einen hohen Abkühlungsgradienten während des Laserpolierens hindeutet. Die nächste ausge-

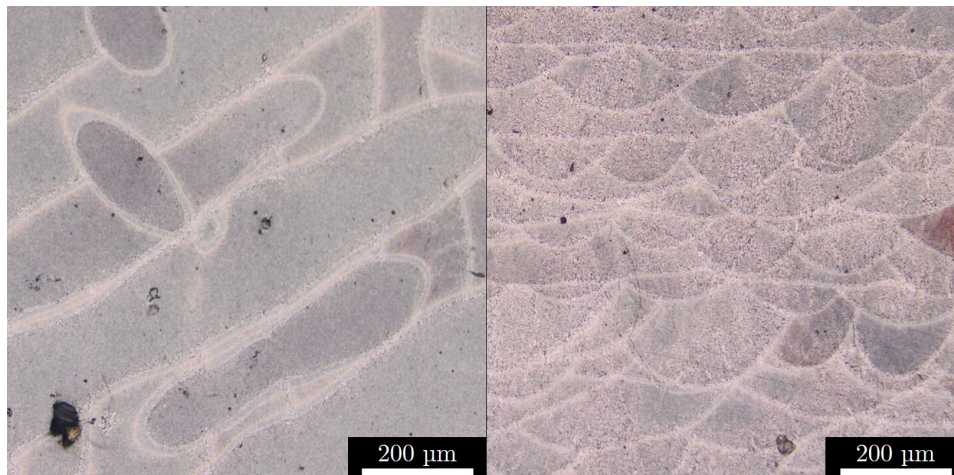


Abbildung 4.13: Schliffbild einer Probe der Probenreihe P.4 im Quer- (links) und Längs-schnitt (rechts).

prägte Schicht beginnt 150 μm unter der Oberfläche und ist etwa 200 μm stark. Zahlreiche kreisförmige Gasporen unterschiedlicher Größe sind in dieser Schicht gleichmäßig verteilt. Das Mikrogefüge ist grobkörniger, was auf eine geringere Abkühlungsgeschwindigkeit hindeutet. Der innerste Bereich beginnt etwa 350 μm unter der Oberfläche und war noch nicht geschmolzen, er blieb also in seinem vorherigen Zustand. Der Rand der bearbeiteten Probenreihe P.3 und der Rand der anschließend T5-behandelten Probenreihe P.4 weisen eine weitgehend glatte Drehfläche auf.

Wird eine Kugelstrahl-Nachbehandlung nach der Bearbeitung durchgeführt, zeigt sich ihr Einfluss in Form von wellenförmigen plastischen Verformungen der Oberfläche. Vergleicht man die Probenreihen P.5 bis P.7 miteinander, so macht es keinen signifikanten Unterschied, ob die Proben direkt nach der mechanischen Bearbeitung kugelgestrahlt wurden (P.5) oder ob nach der mechanischen Bearbeitung eine T5-Behandlung durchgeführt und anschließend gestrahlt wurde (P.7). Beide Proben zeigen leichte plastische Verformungen der Oberfläche (Abbildung 4.15 links). Wurde jedoch direkt nach der mechanischen Bearbeitung (P.6) mit einer höheren Intensität gestrahlt, so sind die plastischen Verformungen der Oberfläche stärker (Abbildung 4.15 mitte). Die Probenreihe P.8, die zunächst geschliffen und anschließend gleitgeschliffen wurde, weist eine homogene und glatte Oberfläche auf, wie in Abbildung 4.15 rechts dargestellt. Allerdings gibt

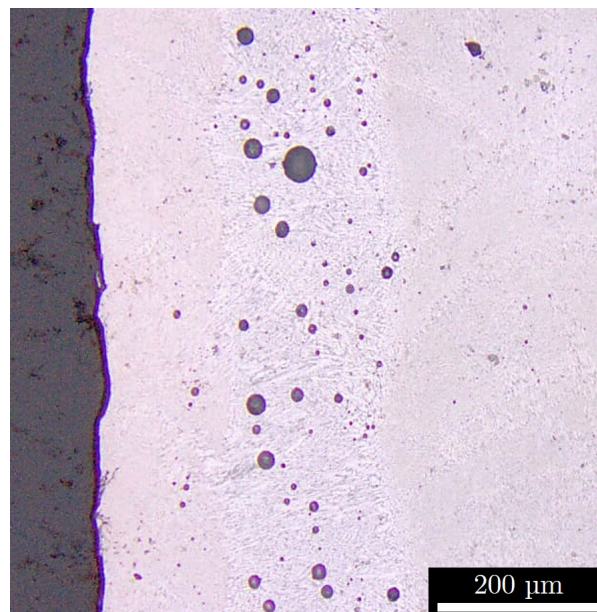


Abbildung 4.14: Schliffbild einer Probe der Probenreihe P.2 im Längsschnitt, Oberflächen-nah ($\approx 150\ \mu\text{m}$ unter der Oberfläche) Porosität.

es entlang der gesamten Probe taschenartige Vertiefungen. Dies deutet darauf hin, dass die Hohlräume nicht geschlossen sind, wie es beim Schlichten der Fall war, sondern dass das aufgeworfene Material lediglich durch Abrieb entfernt wurde.

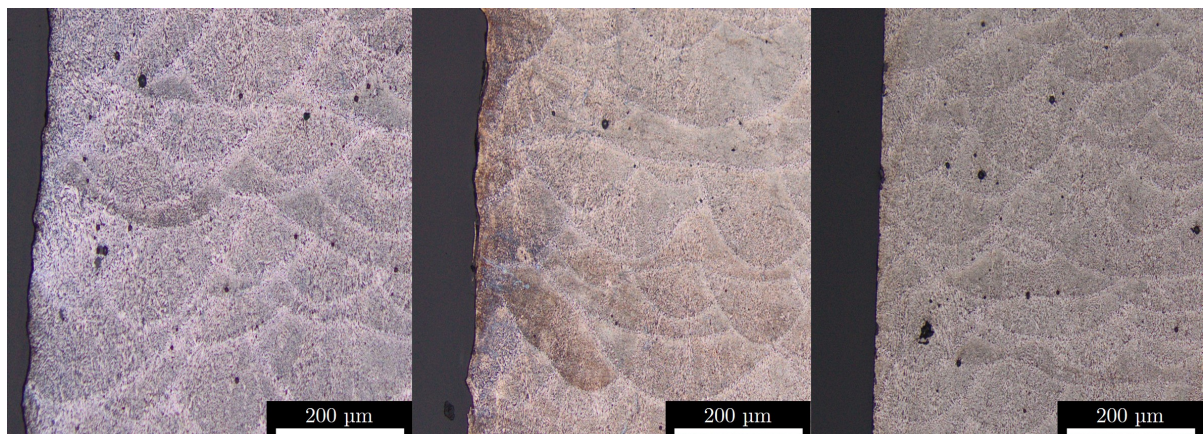


Abbildung 4.15: Schliffbild einer Probe der Probenreihe P.7 (links), P.6 (mitte) und P.8 (rechts) im Längsschnitt.

Abbildung 4.16 links zeigt das Mikrogefüge einer Probe der Probenreihe P.5 im Querschnitt. Es sind die einzelnen α -Al-Körner und das umgebende Eutektikum aus Alumini-

um und Silizium zu erkennen [4, 75]. Das Mikrogefüge konnte in drei Bereiche unterteilt werden. Der innere Teil des früheren Schmelzbades weist eine feine Struktur mit gleichachsigen Körnern auf. Im Randbereich des Schmelzbades ist das Gefüge gröber und die Körner erscheinen länglich [137, 138]. Der dritte Bereich stellt die wärmebeeinflusste Zone des bereits erstarrten Materials der tiefer liegenden Aufbauschicht dar. Die Schmelzwärme führte in diesen Bereichen zu einer leichten Vergrößerung des Gefüges.

Im Längsschnitt derselben P.5-Probe (siehe Abbildung 4.16 rechts) ist neben den Grenzen des schuppenartigen Gefüges auch eine deutliche Ausrichtung der Körner zu erkennen. Die Längsachsen der Körner innerhalb eines Schmelzbades zeigen in Richtung des Auftreffpunktes des Lasers, von dem aus sich die Schmelzwärme radial in das Material ausbreitete.

Diese Merkmale bestätigten die Erkenntnisse von Aboulkhair et al., dass die Längsachse der Körner entlang des Temperaturgradienten lag [7]. Ihre Klassifizierung des Gefüges in drei Zonen wurde ebenfalls bestätigt.

Um den Einfluss der T5-Wärmebehandlung zu untersuchen, wurden die Schlibfbilder der Probenreihe P.7 untersucht. Im Vergleich zur Probenreihe P.5 waren jedoch keine Unterschiede zu erkennen.

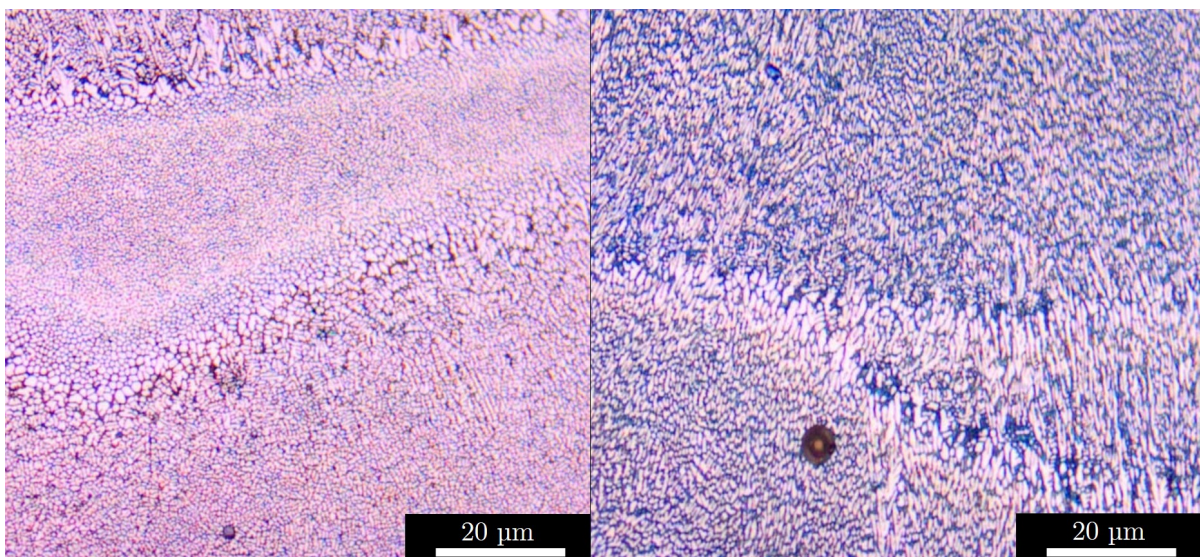


Abbildung 4.16: Schlibfbild einer Probe der Probenreihe P.5 in Quer- (links) und im Längsschnitt (rechts).

4.5.4 Darstellung und Vergleich der Wöhlerlinien

Abbildung 4.17 zeigt einen Vergleich der 50 %-Wöhlerlinien aller acht Probenreihen. Es wird hier also nur die Lage und die Steigung der Wöhlerlinien verglichen, nicht aber die Streuung der 10 %- und 90 %-Wöhlerlinien der einzelnen Probenreihen. Dies werden dann für jede Probenserie separat durchgeführt, wobei auch die Ursachen für die Lage und Steigung der Wöhlerlinien näher erläutert wird.

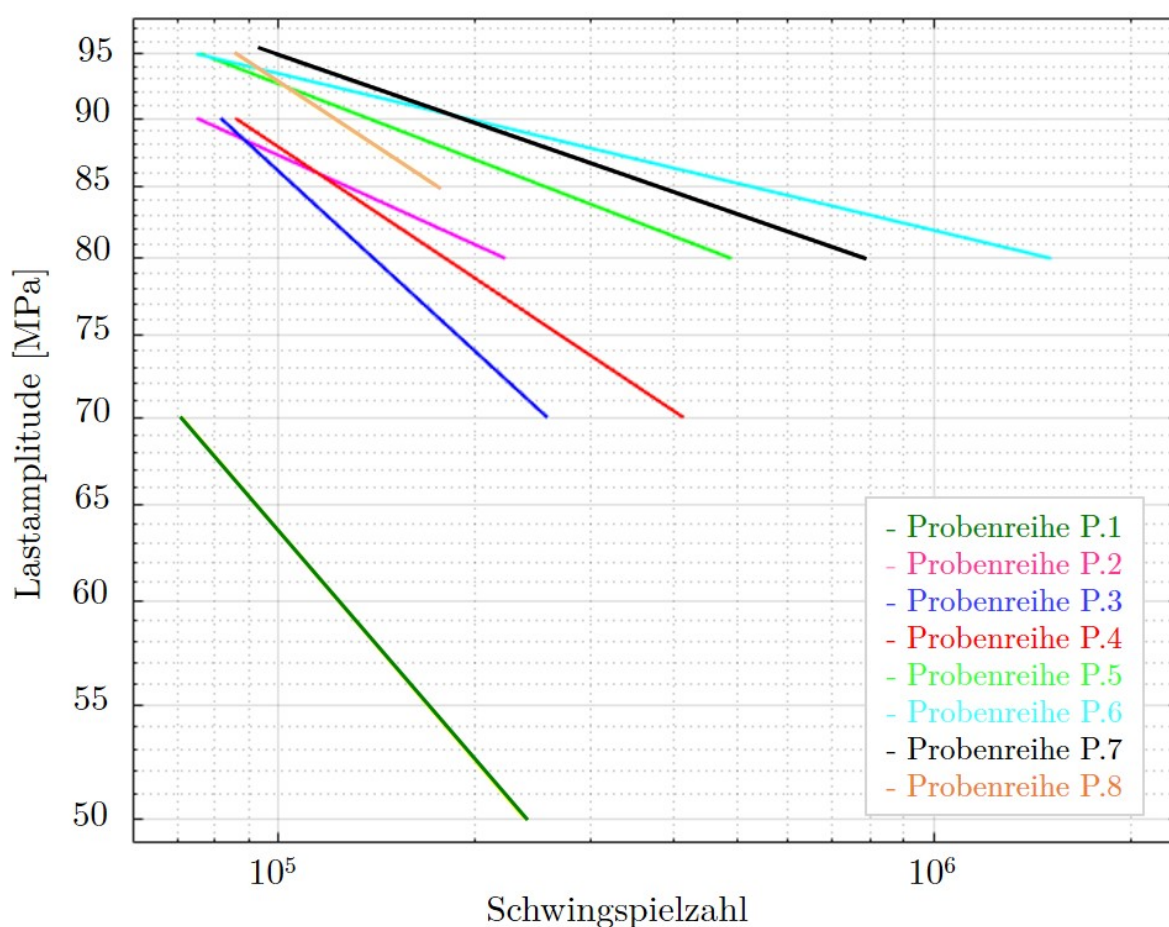


Abbildung 4.17: Gegenüberstellung der 50 %-Wöhlerlinien der Probenreihen P.1 - P.8.

Es zeigte sich, dass die unbehandelte Probenreihe P.1 mit deutlichem Abstand die niedrigsten Lastamplituden von 50 - 70 MPa ertragen. Durch die Bearbeitung der Probenreihe P.3 konnten die ertragbaren Lastamplituden auf 70 - 90 MPa erhöht werden, ohne dass es zu einem früheren oder späteren Versagen der Proben kommt. Die Steigung der

Wöhlerlinien war ähnlich. Eine anschließende T5-Wärmebehandlung der Probenreihe P.4 ermöglicht eine Verschiebung der Wöhlerlinie zu größeren Schwingungszahlen bei gleichen Lastamplituden. Dies geschieht vor allem bei der niedrigeren Laststufe von 70 MPa, wodurch sich auch die Steigung der Wöhlerlinie verändert. Dies entspricht der Erwartung aus verschiedenen Studien. Rosenthal et al. und Takata et al. zeigten die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch Wärmebehandlung der Proben im T5-Verfahren, während Zhang et al. den Zusammenhang zwischen Streckgrenze und Ermüdungslebensdauer aufzeigten [49, 78, 79]. Wurden die Proben einer komplexeren Nachbehandlung unterzogen, bei der Druckeigenstressungen eingebracht wurden, konnten die Wöhlerlinien noch weiter zu höheren Belastungsstufen verschoben werden. Auch bei den beiden Probenreihen P.5 und P.7, die mit geringer Intensität kugelgestrahlt wurden, zeigte sich, dass sich die vorangegangene T5-Wärmebehandlung positiv auf die erreichbare Schwingungszahl und auf die Steigung der Wöhlerlinie der Probenreihe P.7 auswirkt. Erst eine höhere Intensität des Kugelstrahlens führt zu einer noch geringeren Neigung und damit zu höheren Schwingungszahlen bei geringeren Lastamplituden, wie die Wöhlerlinie der Probenreihe P.6 zeigt. Die Proben der Reihe P.2 konnten nur mit den geringsten Lastamplituden unter allen kugelgestrahlten Probenreihen beansprucht werden. Ihre Wöhlerkurve weist jedoch einen ähnlich flachen Verlauf auf wie die der Probenreihe P.6. Generell ist anzumerken, dass die Nachbearbeitung durch Kugelstrahlen einen deutlich positiven Einfluss auf das Ermüdungsverhalten der Proben hat [81]. Die Proben der Probenreihe P.8 konnten ebenfalls mit hohen Belastungen von 85 - 95 MPa belastet werden, die Wöhlerlinie hat jedoch eine große Steigung.

4.5.5 Diskussion zu den Wöhlerlinien

Zunächst wurden für die einzelnen Probenreihen die daraus resultierenden Änderungen der Probeneigenschaften und deren Auswirkung auf das Ergebnis der Ermüdungsversuche dargestellt und diskutiert. Dazu wurden die Wöhlerlinien graphisch dargestellt und

die relevanten Parameter k und C für die bestimmende Gleichung angeben. Weiterhin wurde der Streubereich T_N angegeben.

Das Versagen der unbehandelten Proben (siehe Abbildung 4.18) im Intervall der Zeitfestigkeit tritt bei Spannungsamplituden von 50 MPa - 70 MPa auf. Die vergleichsweise geringe Belastungsgrenze ist auf die hohe Oberflächenrauheit und die daraus resultierende, hohe Anzahl von Rissursprüngen zurückzuführen. Des Weiteren treten in den Proben Zugeigenstressungen auf, welche sich im Versuch mit der Prüflast aufaddieren und somit den Betrag der ertragbaren Spannungsamplituden reduzieren. Durch die Vielzahl der Rissursprünge spielt die Größe der Rissursprünge nur eine untergeordnete Rolle für den Zeitpunkt des Bruchs. Entsprechend ist das Band, das die Linien für die 10 %- und die 90 %-Ausfallwahrscheinlichkeit aufspannt, schmal.

Die Probe P.2h überschritt die definierte Grenze für Durchläufer von 4×10^6 Schwingspielen und wurde daher nicht zur Berechnung der in Abbildung 4.19 dargestellten Wöhlerlinie einbezogen. Die Oberflächenrauheit dieser Probenreihe bewegt sich, trotz fehlender mechanischer Behandlung, durch Laserpolieren und anschließendem Kugelstrahlen mit einer geringen Intensität im gleichen Bereich wie die beiden anderen kugelgestrahlten Probenreihen P.5 und P.7.

Die durch das Verfestigungsstrahlen eingebrachten Druckeigenstressungen waren bei allen Probenreihen am höchsten. Diese beiden Eigenschaften erwiesen sich im Vergleich zu den unbehandelten Proben der Probenreihe P.1 als wirksam und erhöhten die Lastamplituden auf 80 MPa - 90 MPa deutlich. Eine hohe Anzahl von Gasporen unterhalb der Oberfläche war jedoch für eine Verringerung der tragenden Querschnittsfläche verantwortlich, weshalb jede Belastungsstufe wie eine höhere Belastungsstufe wirkt und im Gegensatz zu den anderen kugelgestrahlten Proben eine Belastungsamplitude von 95 MPa nicht sinnvoll war.

Die Probenreihe P.3 weist die geringste Oberflächenrauheit und eine geringe Zugeigenstressung auf. Im Vergleich zur unbehandelten Probenreihe P.1 konnten die Lastamplituden aufgrund der deutlich besseren Oberflächenqualität auf 70 MPa - 90 MPa erhöht

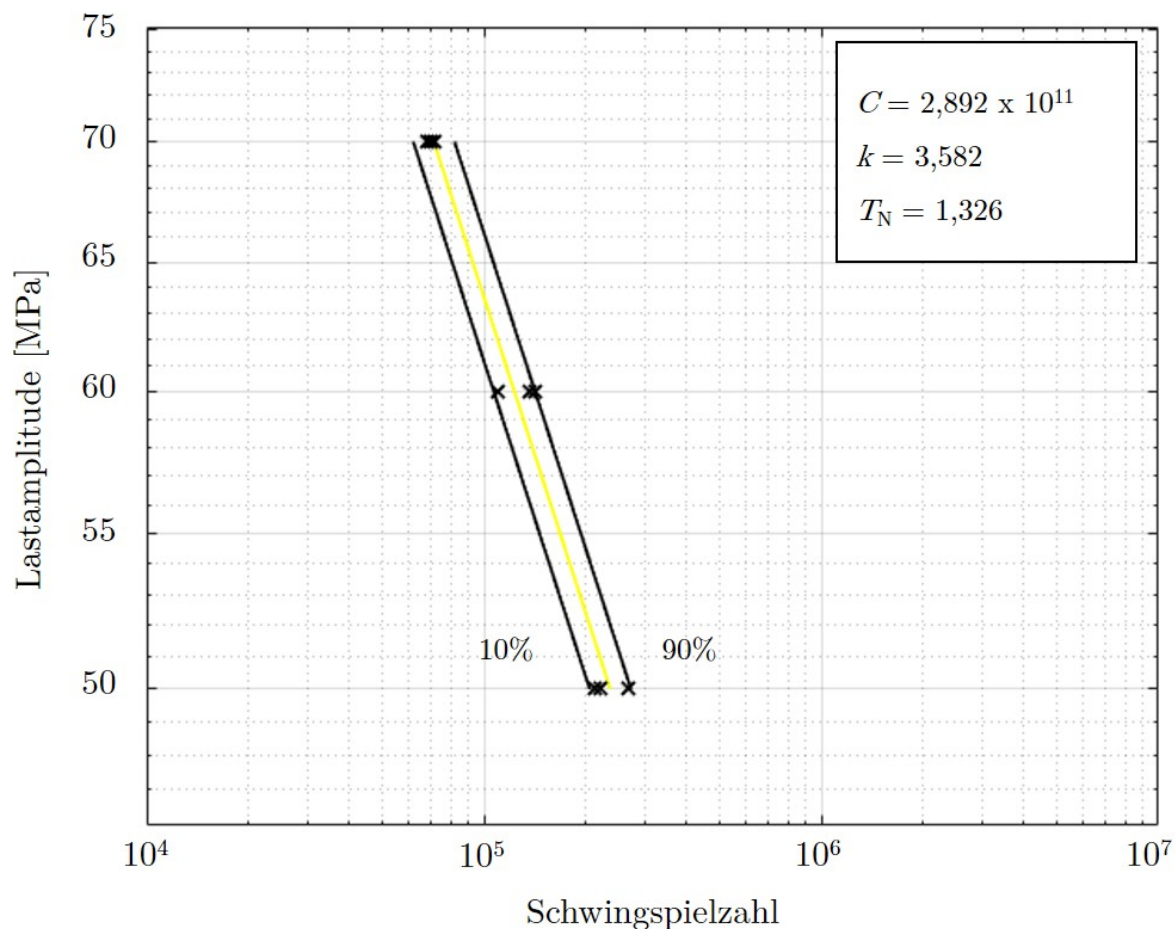


Abbildung 4.18: Wöhlerlinien (10 %, 50 %, 90 %) unter Angabe der Parameter für die Probenreihe P.1.

werden, ohne dass es zu einem früheren Versagen der Proben kommt, wie in Abbildung 4.20 zu sehen ist.

Im Vergleich zu den Wöhlerlinien der Probenreihe P.3 weisen die Wöhlerlinien der Probenreihe P.4 aufgrund der anschließenden T5-Wärmebehandlung eine noch geringere Streuung auf, wie in Abbildung 4.21 zu erkennen ist. Die Zugeigenspannungen wurden durch die T5-Wärmebehandlung im Vergleich zur Probenreihe P.3 weiter reduziert. Die Oberflächenrauigkeit war im Vergleich zur Probenreihe P.3 leicht erhöht.

Die Probe P.5g erreicht bei einer Belastung von 95 MPa eine Schwingspielzahl von 844.198. Dies ist auf das seltene Auftreten von Fehlern im Randbereich zurückzuführen. Die Probe P.5i erreicht bei einer Belastung von 80 MPa 4×10^6 Zyklen und wird da-

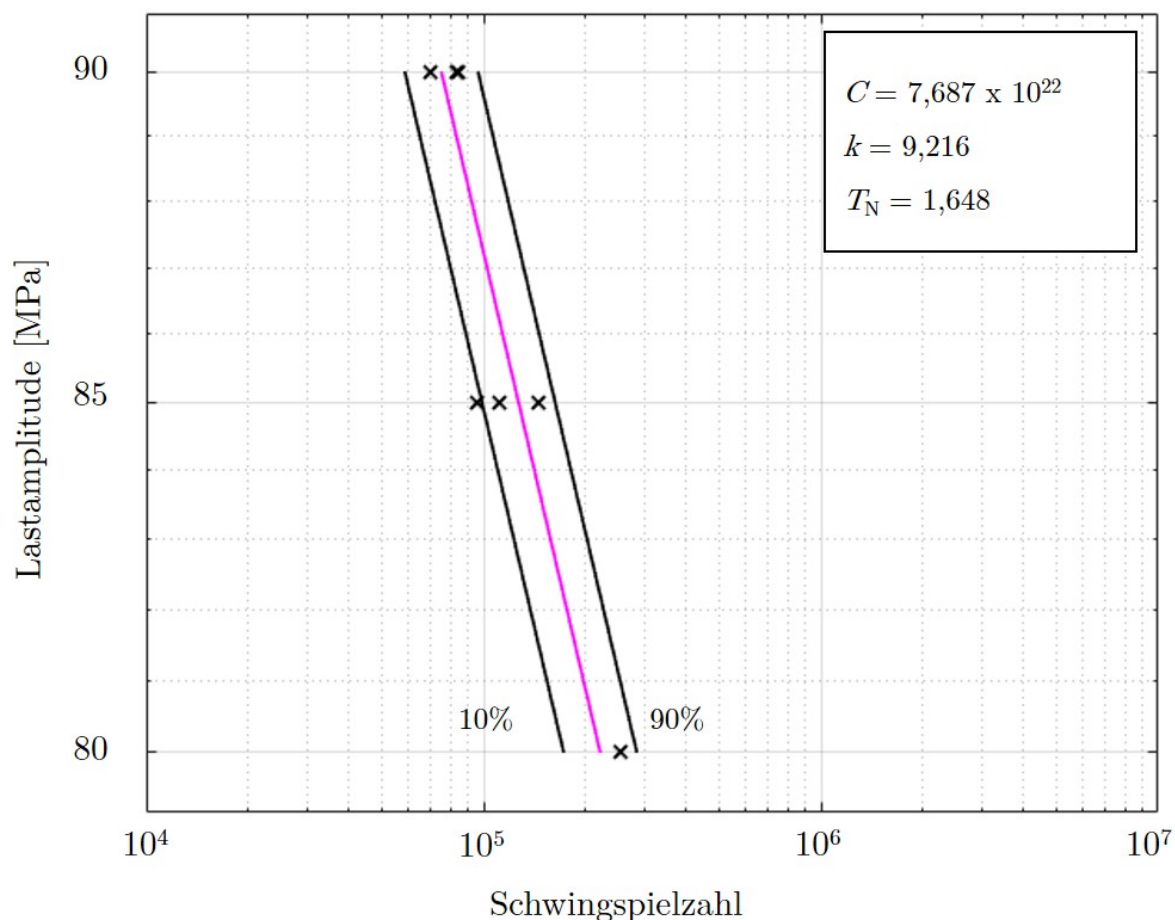


Abbildung 4.19: Wöhlerlinien (10 %, 50 %, 90 %) unter Angabe der Parameter für die Probenreihe P.2.

mit als Durchläufer eingestuft. Aus den vorgenannten Gründen waren die Proben nicht repräsentativ für das Verhalten mit dieser Oberflächenbehandlung im Zeitfestigkeitsbereich und wurden bei der weiteren Auswertung nicht berücksichtigt. Die Wöhlerlinien der Probenreihe P.5 sind in Abbildung 4.22 dargestellt.

Die Versagenslastamplitude für den Zeitfestigkeitsbereich der geschliffenen und mit geringer Intensität kugelgestrahlten Proben liegen im Bereich von 80 MPa - 95 MPa. Die hohen möglichen Belastungen im Zeitfestigkeitsbereich konnten auf die durch den Strahlprozess eingebrachten Druckspannungen und eine im Vergleich zum Originalzustand deutlich verringerte Oberflächenrauheit zurückgeführt werden. Diese Ergebnisse stehen im Einklang mit sandgestrahlten Proben, die von Avanzini et al. analysiert wur-

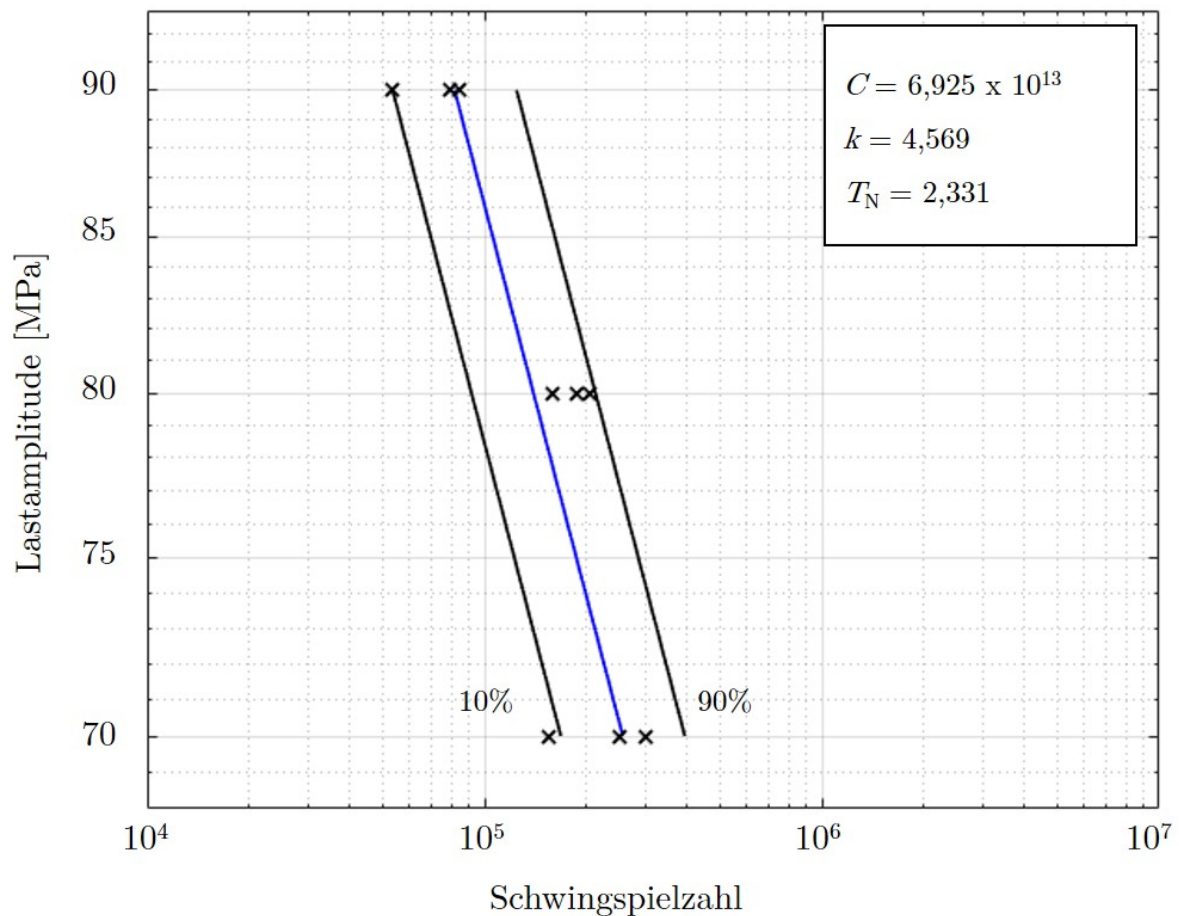


Abbildung 4.20: Wöhlerlinien (10 %, 50 %, 90 %) unter Angabe der Parameter für die Probenreihe P.3.

den [86]. Auffällig war die große Streuung dieser Probenreihe.

Die Probe P.6a erreicht eine Schwingungszahl von 4×10^6 , wird daher als Durchläufer bewertet und bei der Darstellung der Wöhlerlinie (Abbildung 4.23) nicht berücksichtigt. Trotz höherer Rauheitswerte lag die Wöhlerlinie oberhalb der Wöhlerlinie der mit geringer Intensität gestrahlten Proben und deckt den Spannungsamplitudenbereich von 80 MPa bis 95 MPa ab. Außerdem zeigen die Versuche ein deutlich schmaleres Streuband als die Proben der Probenreihe P.5. Eine Erklärung für die verbesserten Ergebnisse lieferten die eingebrachten Druckeigenspannungen. Obwohl die Messergebnisse im Oberflächenbereich ähnliche Werte zeigen, reichen die Druckeigenspannungen bei höheren Strahlintensitäten typischerweise weiter in die Tiefe.

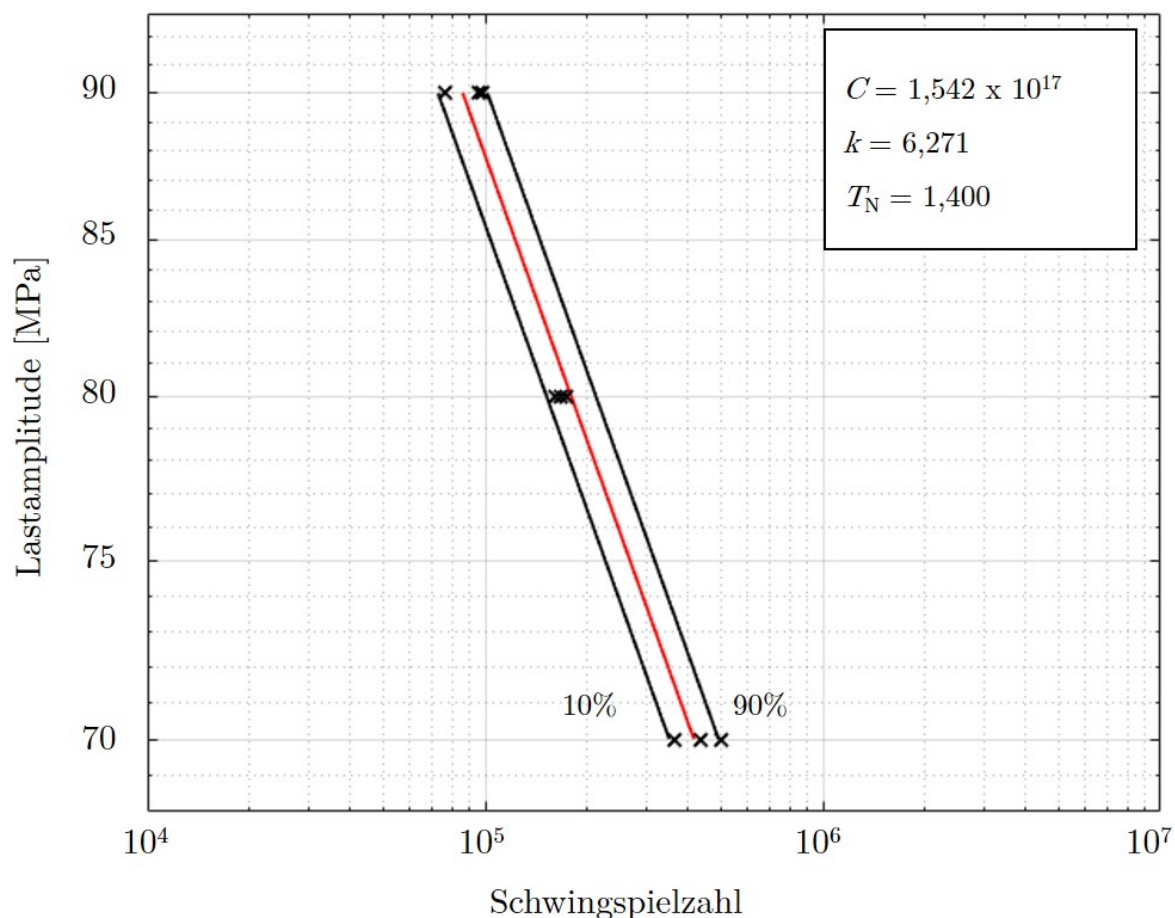


Abbildung 4.21: Wöhlerlinien (10 %, 50 %, 90 %) unter Angabe der Parameter für die Probenreihe P.4.

Bei der Belastungsstufe von 80 MPa erreichen die Proben P.7a und P.7i jeweils eine Schwingspielzahl von mehr als 4×10^6 und werden damit als Durchläufer bewertet. Die zusätzliche T5-Wärmebehandlung zeigt im Vergleich zur Probenreihe P.5 keine deutlichen Auswirkungen auf die Eigenspannungen und die Rauheit. Dennoch ist eine Verschiebung der Wöhlerlinie zu höheren Schwingspielen bei gleichen Belastungen im Bereich von 80 MPa bis 95 MPa zu erkennen. Dies ist auf den Effekt der Siliziumausscheidung infolge des T5-Prozesses zurückzuführen. Außerdem konnte eine geringere Streuung beobachtet werden. Die entsprechende Wöhlerlinie ist in Abbildung 4.24 dargestellt.

Die Probe P.8h erreicht bei einer Lastamplitude von 85 MPa eine Schwingungszahl von mehr als 4×10^6 und wird damit als Durchläufer bewertet. Die anderen, im Bereich von

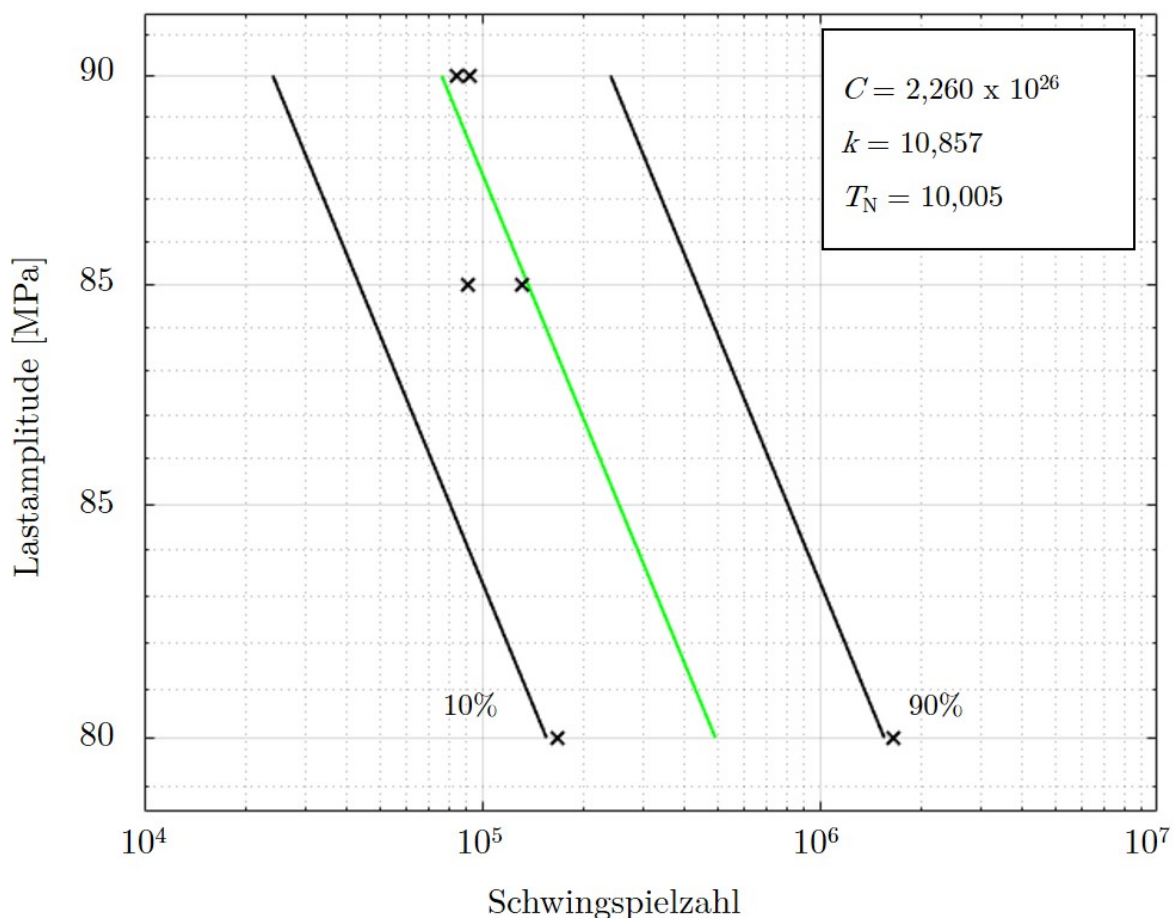


Abbildung 4.22: Wöhlerlinien (10 %, 50 %, 90 %) unter Angabe der Parameter für die Probenreihe P.5.

85 MPa bis 95 MPa geprüften Proben, zeigen eine Verbesserung der Lage der Wöhlerlinie. Dies ist auf die aufbrachten Druckspannungen und die Verringerung von Oberflächenfehlern zurückzuführen. Allerdings ist das Streuband dieser Oberflächenbehandlung sehr breit, wie in Abbildung 4.25 zu sehen ist. Erklärungen hierfür liefern die REM-Bilder. Bei drei der acht gültigen Proben sind hier Materialbereiche geringerer Dichte, die für Oxideinschlüsse sprechen, als Ursprung von Rissen zu finden. Außerdem weisen die ansonsten sehr glatte Oberfläche teilweise sehr tiefe Täler auf. Je nach Form wirken an diesen Stellen unterschiedlich große Kerbspannungen, die zu einem streuenden Versagen der Proben führen.

Bei den Versuchsreihen mit geringer Streuung (P.1, P.6, P.7) ist ein Zusammenhang

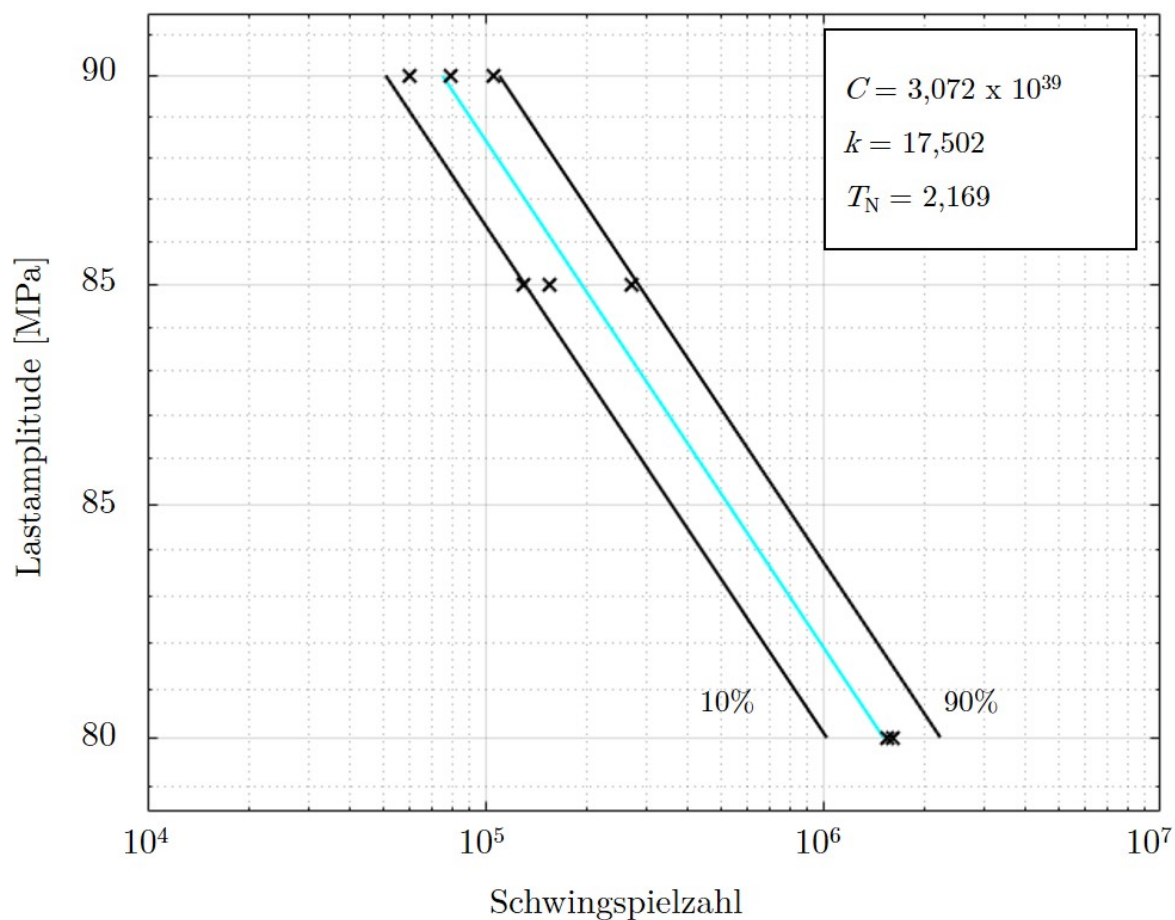


Abbildung 4.23: Wöhlerlinien (10 %, 50 %, 90 %) unter Angabe der Parameter für die Probenreihe P.6.

zwischen der Prüflast und dem Ausmaß des Eigenspannungsabbaus zu erkennen. Hohe Belastungen führen zu einem stärkeren Abbau der Eigenspannungen, während bei niedrigen Belastungen ein geringerer Eigenspannungsabbau zu verzeichnen ist. Bei niedrigen Belastungen bestand also die Kompensation der Belastung (Zugspannungen) durch die Druckeigenspannungen über eine größere Anzahl von Schwingungszyklen. Die absolute effektive Spannung während der Ermüdungsversuche ist daher zu Beginn reduziert und steigt langsam mit der Anzahl der Schwingungszyklen an. Bei hohen Belastungen steigt die absolute Effektivspannung aufgrund des schnelleren Eigenspannungsabbaus stärker an. Dadurch verflüchtigt sich der Kompensationseffekt schneller. Dies führt zu einer Verringerung der Steigung der Wöhlerlinien. Die Druckeigenspannungen wirken al-

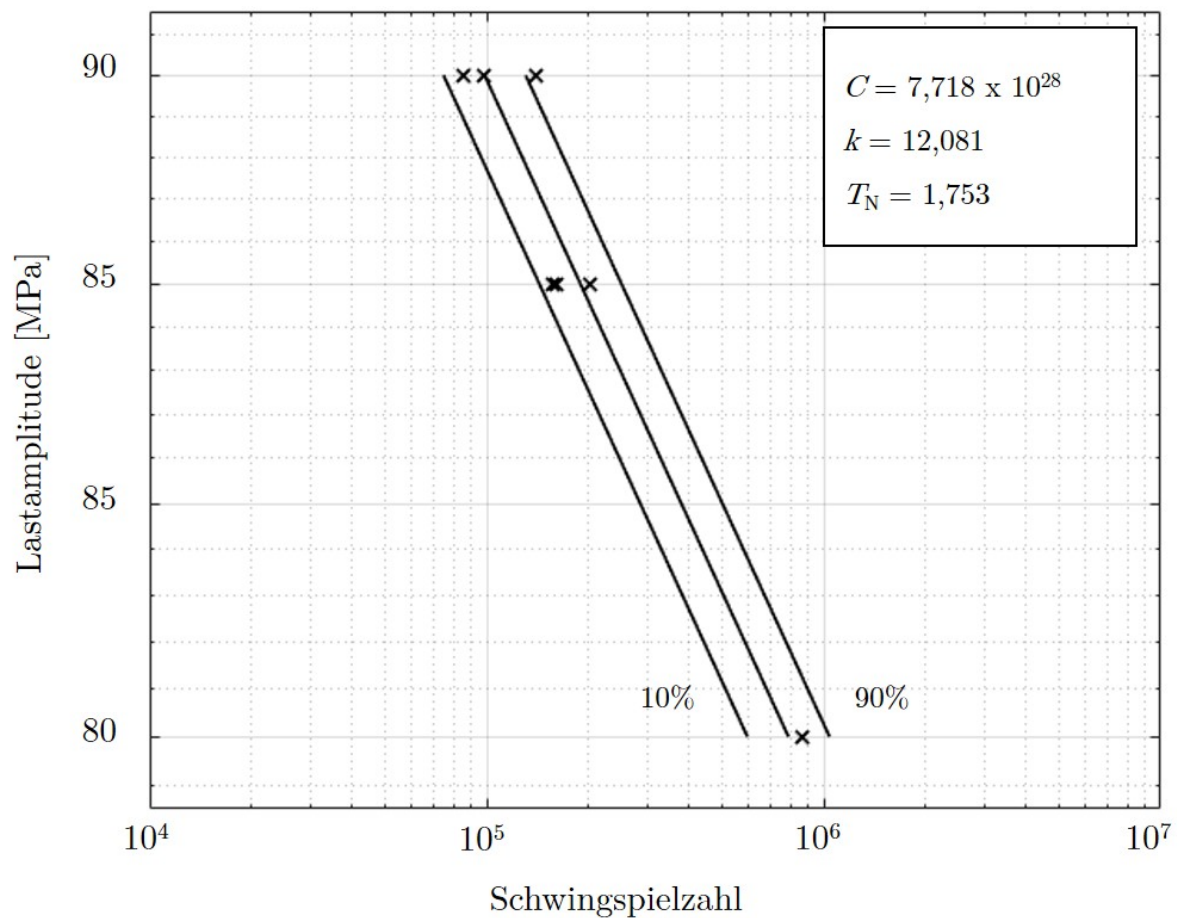


Abbildung 4.24: Wöhlerlinien (10 %, 50 %, 90 %) unter Angabe der Parameter für die Probenreihe P.7.

so vor allem bei geringen Belastungen der Zugbelastung entgegen und bewirken somit eine höhere Schwingspielzahl.

4.5.6 Analyse des Bruchmechanismus anhand von REM-Aufnahmen

In diesem Kapitel werden die verschiedenen Arten von Fehlern klassifiziert und anhand von repräsentativen REM-Bildern beschrieben. Anschließend werden die einzelnen Probenreihen und ihre Bruchursachen diskutiert.

In Abbildung 4.26 sind charakteristische Fehler dargestellt. Oberflächliche Materialfehler (4) zeichnen sich dadurch aus, dass das Pulver in diesem Bereich nicht vollständig

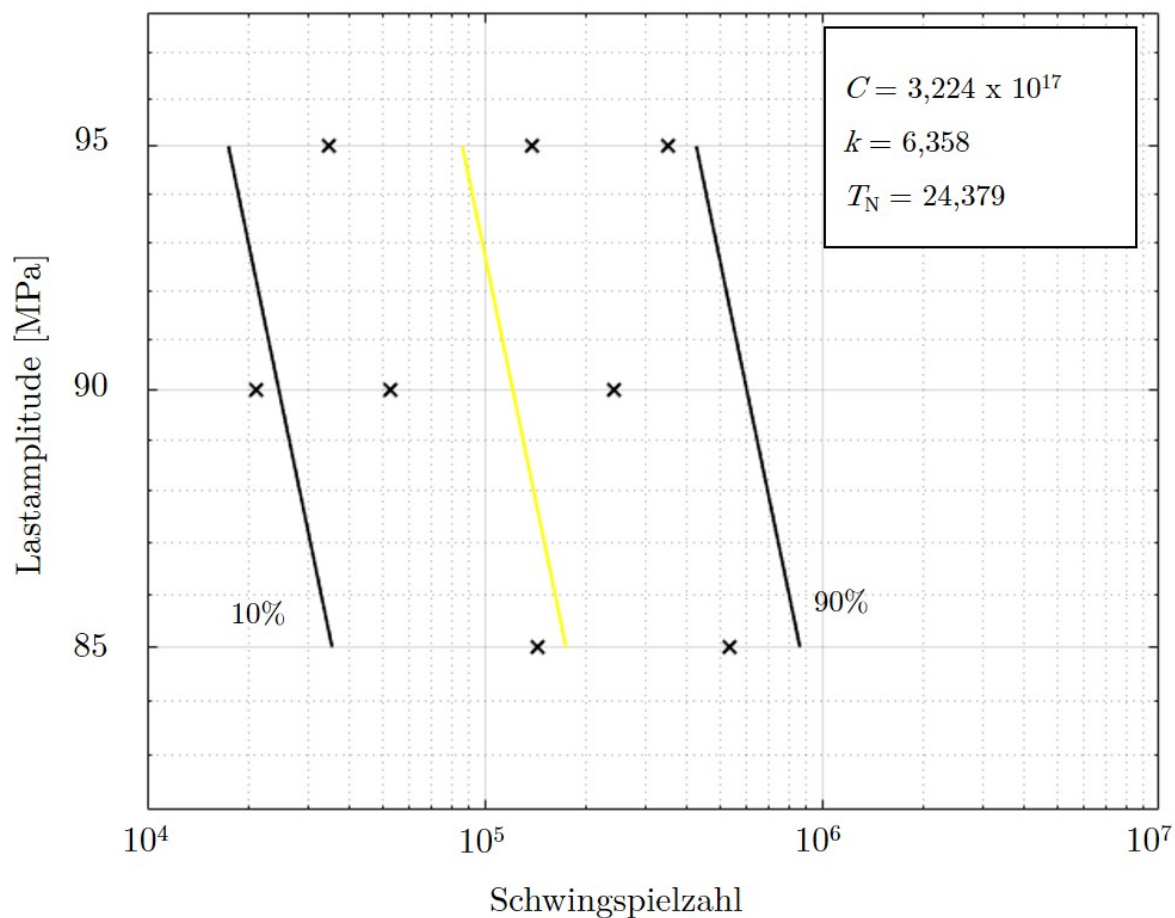


Abbildung 4.25: Wöhlerlinien (10 %, 50 %, 90 %) unter Angabe der Parameter für die Probenreihe P.8.

aufgeschmolzen wurde, so dass sich im Bereich des Materialfehlers aufgrund von Kerbwirkungen Spannungsspitzen bilden. Die Oberflächenbeschaffenheit einer Probe variiert je nach Probenreihe. Bei Oberflächen, die während des Kugelstrahlens plastisch verformt wurden, kann die Oberflächenbeschaffenheit auch für die Rissbildung entscheidend gewesen sein. Besonders tiefe Riefen deuten darauf hin, dass ein Hohlraum unter der Oberfläche durch die plastische Verformung komprimiert wird. Das Material war an dieser Stelle aufgrund der fehlenden Verschmelzung nicht besonders tragfähig, so dass ein Riss hier seinen Ursprung finden konnte. Eine Pore unterscheidet sich von einem Materialfehler durch ihre Größe und Zusammensetzung. Während ein Materialfehler in der Regel ein schmaler Spalt quer zur Längsachse der Probe ist, ist eine Pore (6) ein grö-

berer dreidimensionaler Hohlraum. Gasporen (1) unterschieden sich von Poren in ihrer Zusammensetzung und sind auf REM-Bildern visuell zu erkennen. Sie sind kreisförmig oder kugelförmig und haben eine glatte Innenfläche. Sie befinden sich im Inneren des Bauteils, da sie durch Gaseinschlüsse verursacht werden, bei denen das Gas während des Herstellungsprozesses der Proben nicht rechtzeitig aus dem Schmelzbad entweichen konnte. Material mit einer geringen Dichte (3) ist daran zu erkennen, dass ein dunklerer Fleck zu sehen ist, Material mit einer höheren Dichte (2) durch einen helleren Fleck. Bei den Materialien mit einer anderen Dichte könnte es sich um Oxidpartikel handeln. Eine Materialstruktur, die an zerknittertes Papier erinnert (5), deutet auf Material hin, das nach dem Schmelzvorgang erstarrt ist, aber nicht gebunden wurde. 6 - Pore.

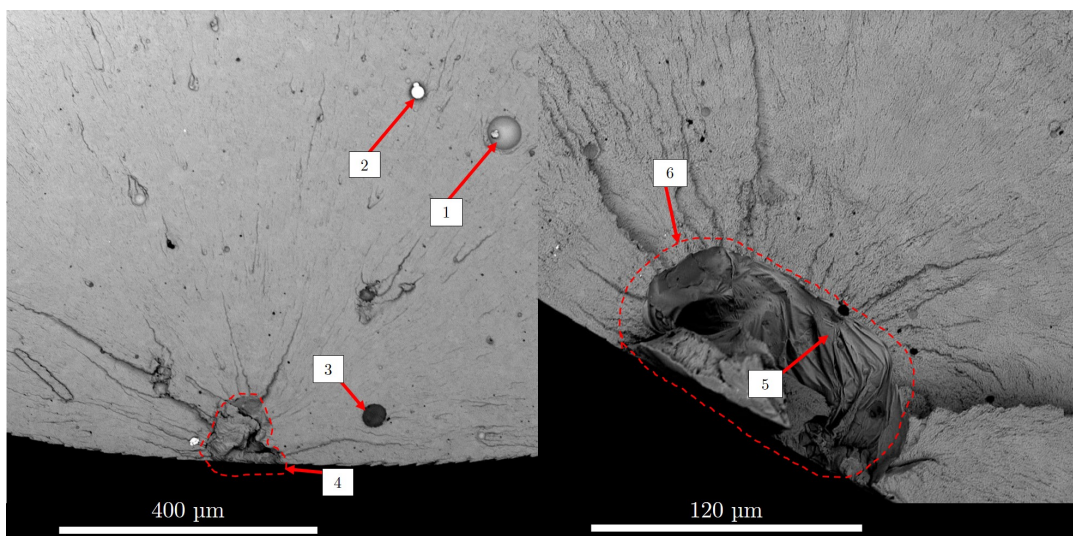


Abbildung 4.26: Klassifizierung der Fehlstellen: 1 - Gaspore, 2 - Material höherer Dichte, 3 - Material geringerer Dichte, 4 - Oberflächliche Materialfehlstelle, 5- Erstarres, nicht aufgeschmolzenes Material, 6 - Pore.

Zur Untersuchung der Bruchursache wurde der fächerartige Schwingbruch verwendet, um den Ursprungsort des zum Bruch führenden Risses zu bestimmen. Wenn mehrere dieser Fächerstrukturen unterschiedliche Rissursprünge anzeigten, wurde der Rissursprung mit der größten angrenzenden Schwingbruchfläche als Hauptursache angenommen und ist in Anhang A als Hauptgrund für den Bruch aufgeführt. Der zum Versagen führende Riss

entstand in allen Fällen, mit einer Ausnahme, im Oberflächenbereich. Dieser Befund steht im Einklang mit den Ergebnissen anderer Untersuchungen [18, 19, 139].

Die Bruchflächen der unbehandelten Probenreihe P.1 zeigen eine Vielzahl von über den Umfang verteilten Rissursprüngen. Die Risse gehen ausschließlich direkt von der Oberfläche oder von Vertiefungen in der Oberfläche aus. Diese Art von Rissmuster ist auf die schlechte Oberflächenqualität der unbehandelten Proben zurückzuführen, wie in Abbildung 4.27 links zu sehen ist. An der Oberfläche hafteten viele Pulverpartikel, die nicht vollständig aufgeschmolzen worden waren. Dies ist an der papierartigen Oberfläche zu erkennen. Die hohe Rauheit führt auch zu einer hohen Anzahl von Kerben, die bei den Ermüdungsversuchen aufgrund der auftretenden Spannungsspitzen zur Rissbildung führen. Ein völlig anderes Bruchbild zeigt sich bei den Proben der Reihe P.2, die zunächst

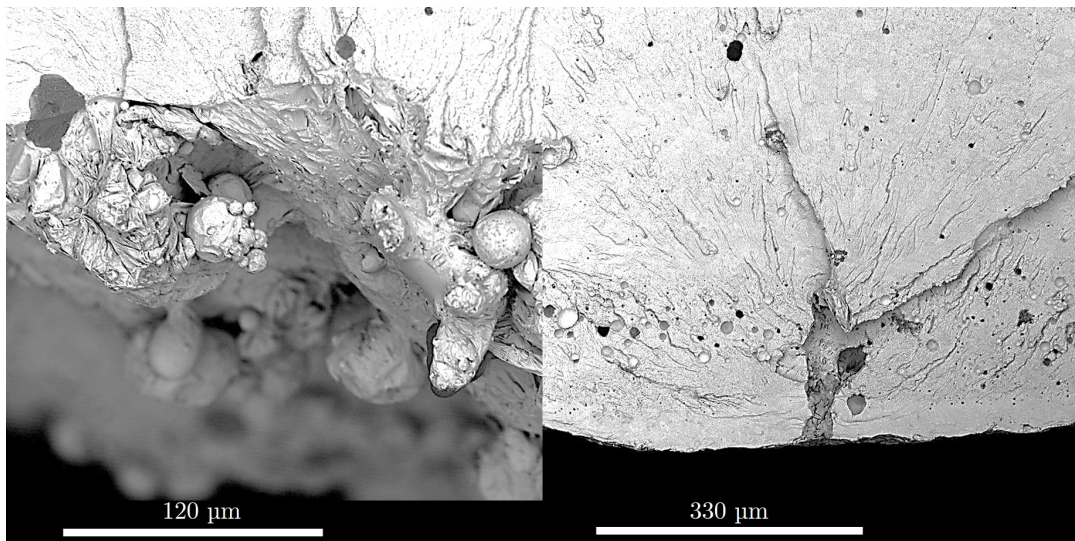


Abbildung 4.27: REM Aufnahmen der Probenreihe P.1 links und der Probenreihe P.2 rechts.

laserpoliert und dann kugelgestrahlt wurden. Bei den meisten Proben ist der Rissursprung auf eine oberflächliche oder oberflächennahe Pore zurückzuführen. Nur bei der Probe P.2h ist eine Pore im Inneren der Probe für den Riss verantwortlich. Bei der Probe P.2f ist eine Vertiefung in der Oberfläche ausschlaggebend für den Bruch. In dieser Probenreihe gibt es keine Proben mit mehreren Rissursprüngen.

Auffällig ist, dass alle Proben dieser Reihe eine hohe Anzahl von kugelförmigen Gas-

poren unterschiedlicher Größe aufweisen, wie in Abbildung 4.27 rechts zu sehen ist. Diese sind gleichmäßig über den Umfang der Probe verteilt und befinden sich 100 μm - 200 μm unter der Oberfläche. Obwohl diese auch als Kerbe fungieren, spielen sie bei der Bruchauslösung eine untergeordnete Rolle, da sie höchstwahrscheinlich über die gesamte Probenlänge verteilt sind und analysierte Brüche nie an einer Gaspore beginnen.

Bei den mechanisch bearbeiteten Proben der Reihe P.3 sind die Ursachen für den Probenbruch oberflächliche Materialfehler oder oberflächliche oder oberflächennahe Poren. Die Art des Fehlers ist hier wichtig. Die Lage, ob oberflächlich oder oberflächennah, spielt kaum eine Rolle. Wurden ein paar Zehntel mehr oder weniger von der Oberfläche entfernt, wurde aus einer oberflächennahen Pore schnell eine oberflächliche Pore. Bei praktisch allen Proben, außer einer, war ein Fehler für den Bruch verantwortlich. Nur in der Probe P.3f sind zwei oberflächennahe Poren für den Bruch verantwortlich. Die Brüche bewegten sich in zwei Ebenen aufeinander zu. Im Moment des Bruchs bildete sich eine versetzte Ebene, die in Abbildung 4.28 links dargestellt ist.

Die geschlichteten und T5-behandelten Proben der Reihe P.4 brachen ausschließlich aufgrund von oberflächlichen oder oberflächennahen Poren oder Gasporen. Bei den Proben P.4e und P.4h ist der Ursprung des Risses jeweils zwei sehr nahe beieinander liegende Poren. Diese liegen jedoch jeweils in einer Ebene, weshalb sich beim Bruch keine versetzte Ebene bildete. Diese Konstellation ist in Abbildung 4.28 rechts zu sehen. Bei den Proben der Reihe P.5, die maschinell bearbeitet und anschließend mit geringerer Intensität kugelgestrahlt wurden, sind Materialfehler an der Oberfläche sowie oberflächliche / oberflächennahe Poren die Hauptursache für die Rissbildung. Auffällig in dieser Probenreihe ist die Probe P.5e. Der Rissursprung ist die größte oberflächennahe Pore über alle acht Reihen hinweg. Die Pore misst ca. 500 μm im Durchmesser. Auffällig sind auch die Vertiefungen in den Poren, die über den gesamten Radius zu sehen sind. Die Poren wurden durch Kugelstrahlen verformt. Ein Beispiel für eine verformte Pore ist in Abbildung 4.29 links zu sehen.

Die Proben der Reihe P.6 sind ebenfalls bearbeitet und anschließend kugelgestrahlt wor-

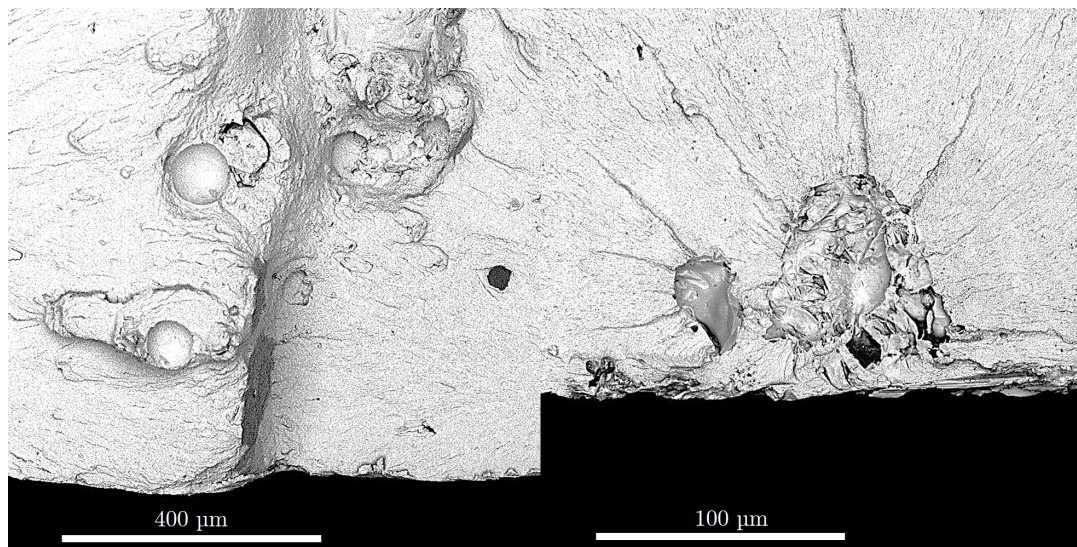


Abbildung 4.28: REM Aufnahmen der Probenreihe P.3 links und der Probenreihe P.4 rechts.

den, allerdings mit einer höheren Intensität. Bei dieser Probenreihe sind schlechte Oberflächengüten und oberflächliche Materialfehler die Hauptursachen für die Rissbildung. Wie bei den Proben der Probenreihe P.5 ist auch hier eine deutlich verformte Oberfläche zu erkennen. Aufgrund der höheren Intensität ist die Oberfläche jedoch etwas stärker verformt. Dies ist in Abbildung 4.29 rechts dargestellt. Die Probe P.6d hat ihren Rissursprung innerhalb eines Materialfehlers, in dem ein Partikel mit höherer Dichte zu sehen ist.

Die Proben der Reihe P.7 wurden mit geringer Intensität kugelgestrahlt. Die Hauptursachen für die Rissbildung bei dieser Probenreihe sind oberflächliche Poren und Materialfehler, Gasporen in der Nähe der Oberfläche und eine schlechte Oberflächenbeschaffenheit. Abbildung 4.30 links zeigt eine solche Oberfläche.

Die Proben der Reihe P.8 wurden maschinell bearbeitet und anschließend gleitgeschliffen. Die Hauptursache für die Rissbildung bei dieser Probenserie sind oberflächliche Poren, die an den Kontaktflächen der inneren Porenwand und des Probendurchmessers aufgrund des Gleitschleifens frei liegende Kanten aufweisen. Abbildung 4.30 rechts zeigt diese Art von Fehlstellen.

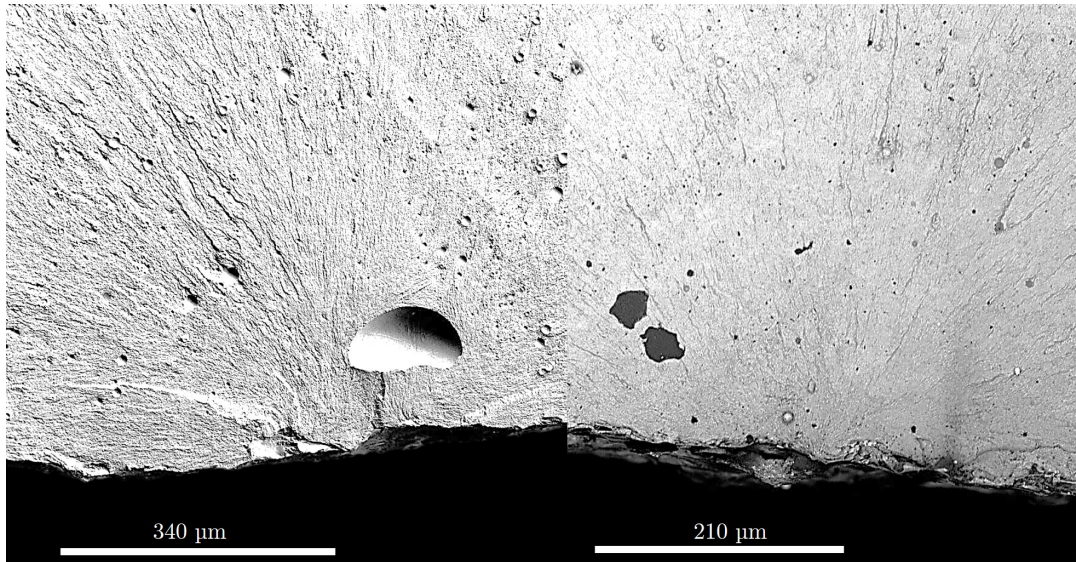


Abbildung 4.29: REM Aufnahmen der Probenreihe P.5 links und der Probenreihe P.6 rechts.

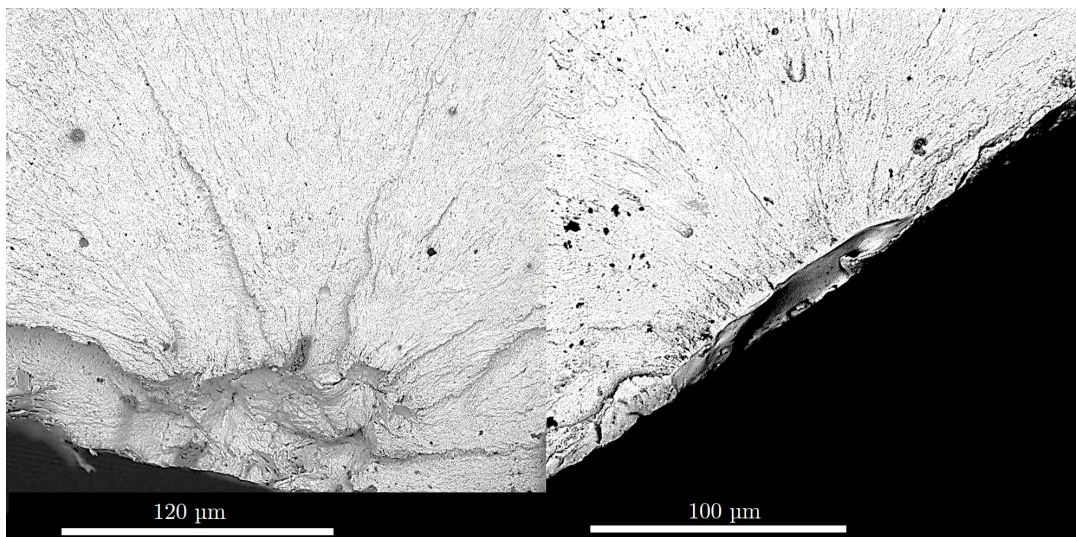


Abbildung 4.30: REM Aufnahmen der Probenreihe P.7 links und der Probenreihe P.8 rechts.

Kapitel 5

Ergebnisse und Diskussion zu AlSi8 - AlSi16

5.1 Einfluss des Siliziumgehalts auf Al-Si-Legierungen

In diesem Kapitel werden fünf verschiedene AlSi-Legierungen ohne weitere Legierungselemente untersucht. Zunächst wurde die Qualität und damit die Anwendbarkeit für die additive Fertigung, speziell im PBF-LB-Verfahren, der verschiedenen Pulverchargen untersucht. Anschliessend wurden Härtemessungen und Zugversuche durchgeführt. Schließlich wurden die Ergebnisse dieser Versuche mit denen von verfügbaren Aluminiumgusslegierungen verglichen.

5.1.1 Pulveranalyse

Durch Spektralanalyse wurde die Zusammensetzung des Schüttguts überprüft (siehe Tabelle 5.1). Spuren (Rückstände) von anderen (unerwünschten) Elementen sollten durch die Verwendung von elementarem Aluminiumpulver vermieden werden. Es wurden je-

doch Spuren von Fe in den Pulverchargen gefunden. Leider war es nicht möglich, die Pulverchargen ohne Fe-Kontamination zu beschaffen, aber da der Fe-Anteil weniger als 0,2% beträgt, wurde diese Kontamination als unkritisch angesehen.

Tabelle 5.1: Mittlere chemische Zusammensetzung in Massenprozent; SD ist die Standardabweichung.

Werkstoff	Al	SD	Si	SD	Fe	SD
AlSi8	91,744	0,201	7,952	0,219	0,158	0,007
AlSi10	90,230	0,136	9,469	0,123	0,172	0,007
AlSi12	87,994	0,303	11,774	0,300	0,153	0,003
AlSi14	86,671	0,218	13,051	0,217	0,167	0,005
AlSi16	84,489	0,388	15,217	0,385	0,177	0,003

Zur Bestimmung der Kohäsionsfestigkeit und der Warren-Spring-Kohäsion der einzelnen Metallpulverchargen wurde ein Rheometer mit einer Pulverzelle verwendet. Abbildung 5.1 zeigt die Kohäsionsfestigkeit und Abbildung 5.2 die Warren-Spring-Kohäsion. Wie in Kapitel 3.4 beschrieben, ist die Fließfunktion ffc durch die Schüttgutfestigkeit und die Konsolidierungsspannung definiert. Die Schüttgutfestigkeit wird von der Kohäsionsfestigkeit abgeleitet. Der theoretische Hintergrund dieser Messung basiert auf der Mohr-Coulomb-Theorie über Spannungen in Pulverbetten. Die Konsolidierungsspannung wird aus der Warren-Spring-Kohäsion abgeleitet. Daraus ergeben sich die in Tabelle 5.2 aufgeführten Werte für die Fließfähigkeit. Alle Pulverchargen sind nach der Fließfunktionsklassifizierung "leicht fließend" und damit für die additive Fertigung geeignet.

Tabelle 5.2: Für alle fünf Al-Si-Legierungen ermittelte Fließfunktion ffc .

Werkstoff	ffc
AlSi8	4,11
AlSi10	4,50
AlSi12	4,10
AlSi14	4,77
AlSi16	4,72

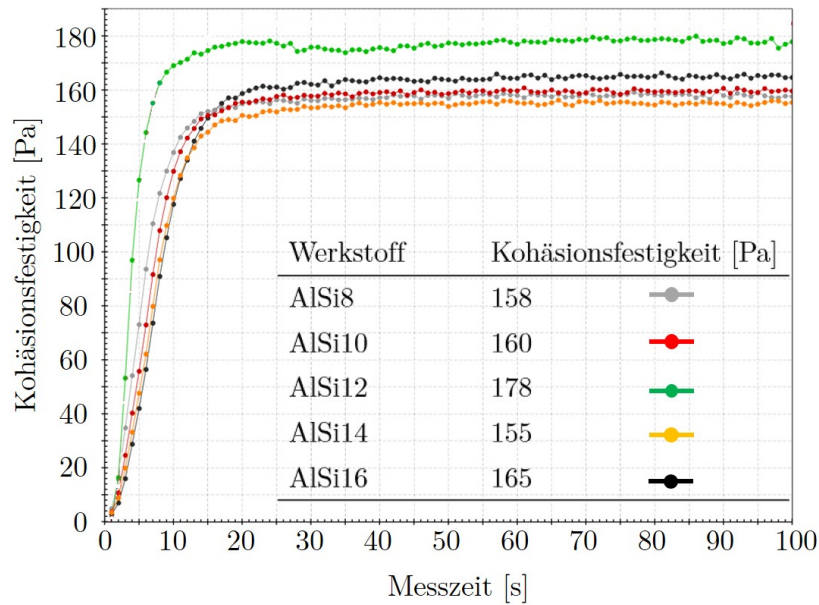


Abbildung 5.1: Kohäsionsfestigkeitsdiagramm für die Werkstoffe AlSi8 - AlSi16; Grafik nach [121].

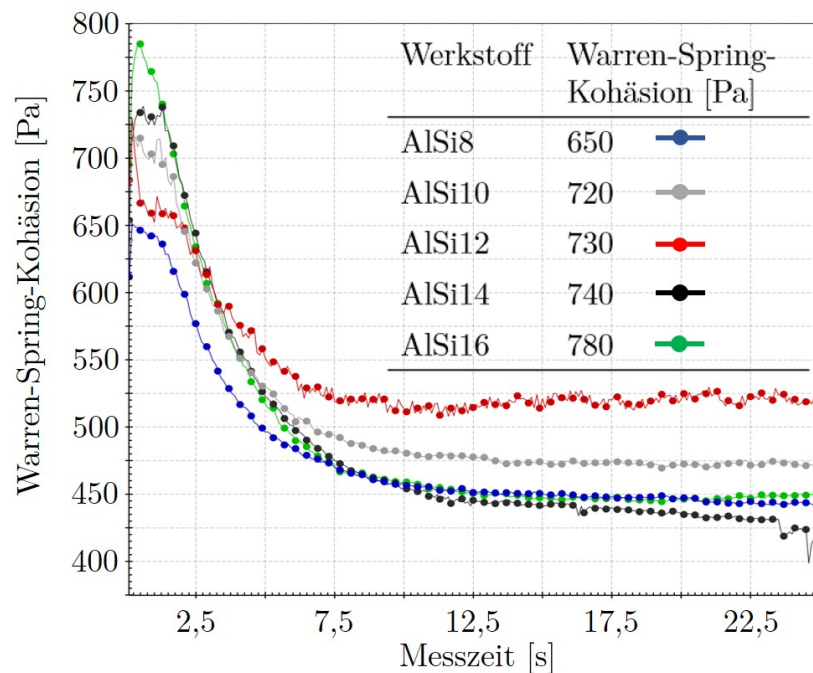


Abbildung 5.2: Warren-Spring-Kohäsionsdiagramm für die Werkstoffe AlSi8 - AlSi16; Grafik nach [121].

5.1.2 Mechanische Kennwerte

Die Ergebnisse der Härtmessungen, die parallel und senkrecht zu den Schichten durchgeführt wurden, sind in Abbildung 5.3 dargestellt.

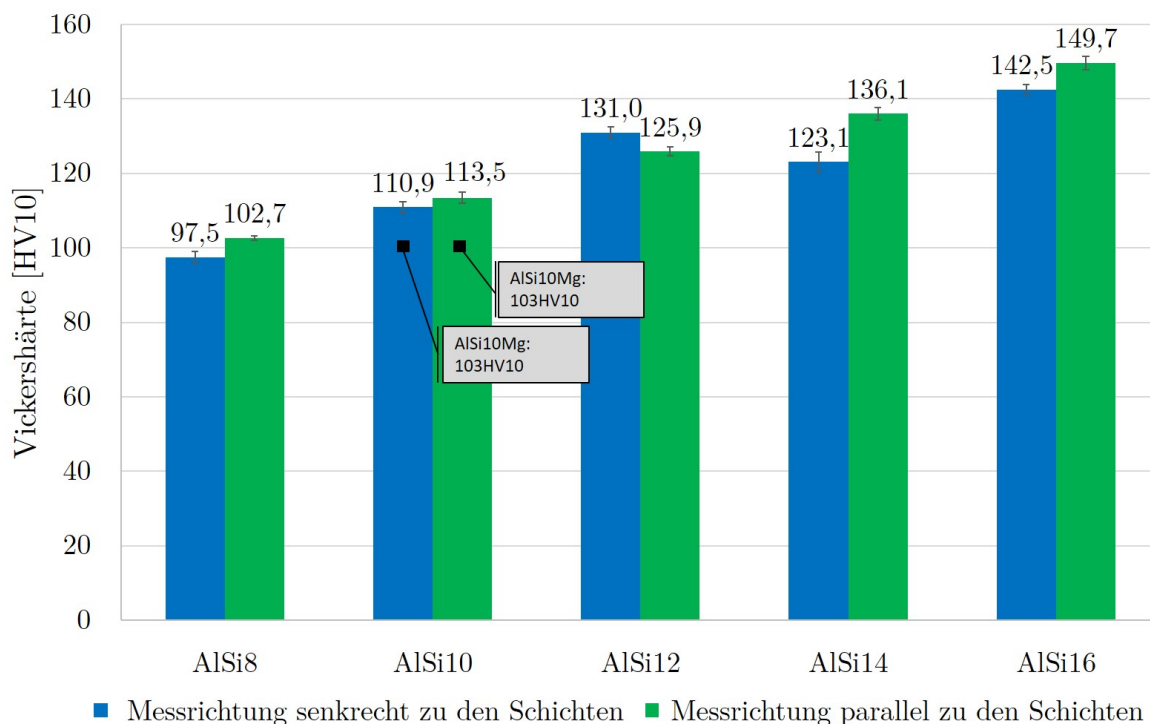


Abbildung 5.3: Ergebnisse der Härtemessungen der Al-Si-Legierungen in senkrechter und paralleler Richtung zu den Schichten; Grafik nach [121].

Die Pulverchargen AlSi8 und AlSi10 sind untereutektische, während AlSi14 und AlSi16 übereutektische Legierungen sind. Bei der Pulvercharge AlSi12 handelt es sich um eine nahezu eutektische Legierung. Vergleicht man die Härte­werte der einzelnen Pulverchargen, so zeigt sich, dass die Härte mit dem Siliziumgehalt zunimmt. Die nahezu eutektische Legierung AlSi12 hat ähnliche Härte­werte wie die übereutektische Legierung AlSi14. Bei den Untersuchungen, die in Kapitel 4.2.1 beschrieben sind, wurden Härtemessungen der Legierung AlSi10Mg durchgeführt. Es wurden Härte­werte von 103 HV10 sowohl in senkrechter als auch in paralleler Richtung ermittelt. Vergleicht man die Ergebnisse mit dieser aktuellen Studie, so ist die Härte der Legierungen ohne weitere Legierungselemente um etwa 10 % höher.

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Tabelle 5.3 aufgeführt. Ähnlich wie bei der Härte steigt die Zugfestigkeit mit dem Siliziumgehalt, während die Bruchdehnung abnimmt.

Tabelle 5.3: Gemittelte Ergebnisse für mechanische Eigenschaften - Zugversuch, Prüfung nach DIN EN ISO 6892-1: 2020-06, geprüft bei Raumtemperatur [127].

Werkstoff	E-Modul E [GPa]		Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa]		Zugfestigkeit R_m [MPa]		Bruchdehnung A_t [%]	
	MW	SD	MW	SD	MW	SD	MW	SD
AlSi8	68,4	0,3	200	0,2	263	0,5	10	1,2
AlSi10	70,2	0,3	212	0,7	307	0,6	8,5	0,3
AlSi12	72,3	0,1	233	1,7	341	0,9	7,5	1,0
AlSi14	72,6	0,4	251	2,1	376	4,2	5,1	1,2
AlSi16	73,9	0,3	276	0,9	411	0,9	6,2	0,3

Ziel dieser Studie ist es, den Einfluss des Siliziumgehalts auf die mechanischen Eigenschaften zu untersuchen. Darüber hinaus kann ein Vergleich zwischen AlSi10Mg mit den üblichen Legierungselementen und AlSi10 ohne weitere Legierungselemente, die in dieser Studie untersucht wurden, angestellt werden (siehe Tabelle 5.4).

Tabelle 5.4: Vergleich der in dieser Studie ermittelten Festigkeitswerte von AlSi10 mit den in der Literatur angegebenen Werten für AlSi10Mg.

Vergleichsstudien	E-Modul E [GPa]	Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Bruchdehnung A_t [%]
	MW	MW	MW	MW
Aboulkair et al. [44]	77,0	268	333	1,4
Aversa et al. [47]	-	246	362	4,4
Buchbinder et al. [45]	-	150	250	4,0
Hitzler et al. [37]	70,4	209	357	3,2
diese Studie	70,2	212	307	8,5

Die chemische Zusammensetzung der AlSi10Mg-Legierung beeinflusst die mechanischen, physikalischen und gießtechnischen Eigenschaften. Folgendes kann festgehalten werden:

- Magnesium (Mg) trägt hauptsächlich zur Festigkeit von AlSiMg-Legierungen bei. Die Bildung von Ausscheidungsphasen während der natürlichen oder künstlichen Alterung erhöht die Festigkeit durch den Mechanismus der Ausscheidungshärtung erheblich. Zusätzlich zu den Festigkeitseigenschaften nimmt auch die Härte mit

dem Magnesiumgehalt zu. Im Gegensatz dazu nimmt die Bruchdehnung mit dem Mg-Gehalt ab [66, 140].

- Kupfer (Cu) verbessert die Zerspanungseigenschaften, aber ein zu hoher Kupfergehalt führt zu einer Verringerung der Korrosionsbeständigkeit und Duktilität [141].
- Mangan (Mn) wird verwendet, um die Formhaftung während des Druckgusses zu minimieren. Außerdem verschlechtern Zusätze von mehr als 0,8 % die mechanischen Eigenschaften und die Gießbarkeit [142].
- Natrium (Na) und Strontium (Sr) verfeinern das Resteutektikum (eutektisches Silizium), was zu einer feinkörnigen Struktur führt. Die Form der Si-Partikel ändert sich von groben Platten zu feinen Fasern [143].

Mangan wird verwendet, um das Gießen zu verbessern. Bei der additiven Fertigung gibt es keine Gussform, so dass Legierungselemente, die die Haftung des Bauteils an der Gussform verringern, vermieden werden können. Auch der Zusatz von Cu kann bei der additiven Fertigung vermieden werden, da das Problem der Schmierung bei höheren Si-Gehalten als weniger kritisch angesehen wird. Darüber hinaus wird die additive Fertigung für die endkonturnahe Produktion eingesetzt, bei der die spanende Bearbeitung so weit wie möglich minimiert wird. Aufgrund der hohen Abkühlungsraten, die beim Laser-Pulver-Bed-Fusion-Verfahren erreicht werden, weisen PBF-LB-Werkstoffe ein extrem feines Gefüge auf, was zu hervorragenden statischen mechanischen Eigenschaften bei Werkstoffen führt, die bei hohen Abkühlungsraten nicht zu Spannungsrissen neigen. Daher können auch Veredelungselemente wie Na und Sr vermieden werden.

5.2 Entwicklung neuer, mit Titanpartikeln verstärkter, AlSi-Legierungen

In diesem Kapitel werden Proben aus sechs verschiedenen Werkstoffzusammensetzungen mit Beimengungen behandelt, die in Tabelle 5.5 aufgelistet sind. Die quasistati-

schen und zyklischen Eigenschaften der Werkstoffe wurden durch Zug- und Umlaufbiege-Ermüdungsversuche bestimmt. Darüber hinaus wurden das Gefüge, die Härte und die Porosität untersucht und mit den in Kapitel 4.4 beschriebenen AlSi10Mg- und in Kapitel 5.1 beschriebenen reinen AlSi-Legierungen verglichen.

Tabelle 5.5: Materialzusammensetzung mit unterschiedlichen Massenprozentanteilen der Beimengungen.

Werkstoff	Partikelbeimengung	Größe der Partikelbeimengungen	Massenprozentanteil der Partikelbeimengungen	Kurzbezeichnung
AlSi8	TiC	μm	10 %	TiC _{micro10}
AlSi8	TiC	μm	12 %	TiC _{micro12}
AlSi10	TiC	nm	4 %	TiC _{nano4}
AlSi10	TiC	nm	7 %	TiC _{nano7}
AlSi16	TiB ₂	μm	10 %	TiB _{2micro10}
AlSi16	TiB ₂	μm	12 %	TiB _{2micro12}

5.2.1 Porositätsanalyse

Für jede der drei Kombinationen aus Legierung und Partikelbeimengung wurde eine optische Porositätsanalyse durchgeführt. Wenn eine Zusammensetzung im Vergleich zu ihrem reinen AlSi-Legierungs-Gegenstück niedrigere Porositätswerte aufwies, wurden beide Massenprozent-Variationen untersucht, um eine genaue Bestimmung der Auswirkungen der Partikelbeimengungen zu gewährleisten. Die Ergebnisse für jeden Werkstoff im Vergleich zu seinem Gegenstück aus AlSi-Legierung ohne Partikelzusatz sind in Abbildung 5.4 dargestellt.

Die Ergebnisse zeigen, dass die drei Partikelbeimengungen unterschiedliche Auswirkungen auf die Restporosität der AlSi-Legierungen haben. Die μm und nm großen Partikel von TiC haben die Entwicklung der Porosität gefördert. Dies zeigte sich in den Erhöhungen der Porosität für die TiC_{micro10} und TiC_{nano7} Partikelbeimengungen im Vergleich zu den reinen AlSi-Legierungen. Dies lässt sich mit einem Anstieg der Viskosität der

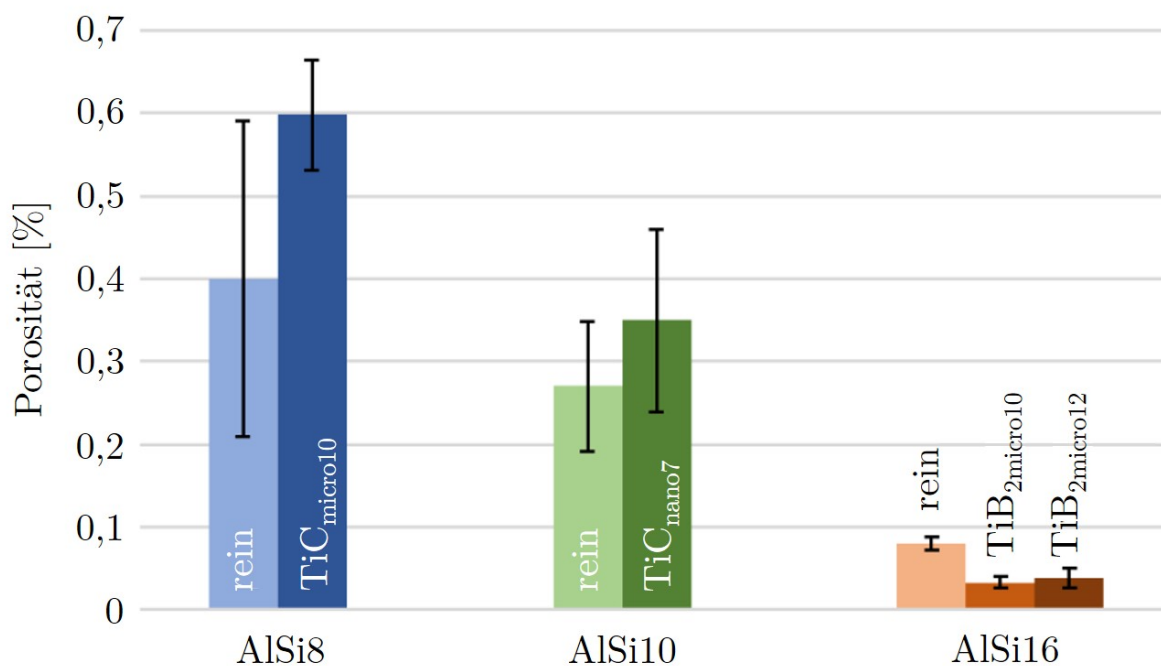


Abbildung 5.4: Durchschnittliche Restporosität der hergestellten Proben mit und ohne Partikelbeimengungen.

Schmelze durch die Aufnahme dieser unlöslichen TiC erklären, wie in früheren Studien berichtet [144]. Wegen der Kombination aus dieser höheren Viskosität und einer unzureichenden Laserleistung konnte bei beiden Partikelbeimengungen die Entwicklung von Restporen beobachtet werden [144]. Darüber hinaus werden bei der Analyse der Bruchstellen nach den Zugversuchen bei allen TiC_{micro10} und TiC_{micro12} Proben parallel zu den Aufbauschichten große Imperfektionen mit Größen von 1-2 mm beobachtet, siehe Abbildung 5.5. Sie zeugen von einem unzureichenden Aufschmelzen des Pulvers und deuten darauf hin, dass der Eintrag von TiC in μm Größe in das Pulverbett zu Problemen bei der Verteilung des Pulvers führt, da alle Fehlstellen parallel zu den Aufbauschichten verlaufen. Daher führt die Kombination aus unzureichender Laserleistung und dem Einfluss der unlöslichen TiC Partikelbeimengungen zu einem Anstieg der Restporosität. Dies könnte durch eine Anpassung der Laserleistung und der Scangeschwindigkeit kompensiert werden, um den Wärmeeintrag zu verbessern. Aufgrund dieser Defekte weisen diese Proben Nachteile in den mechanischen Eigenschaften und der Oberflächenquali-

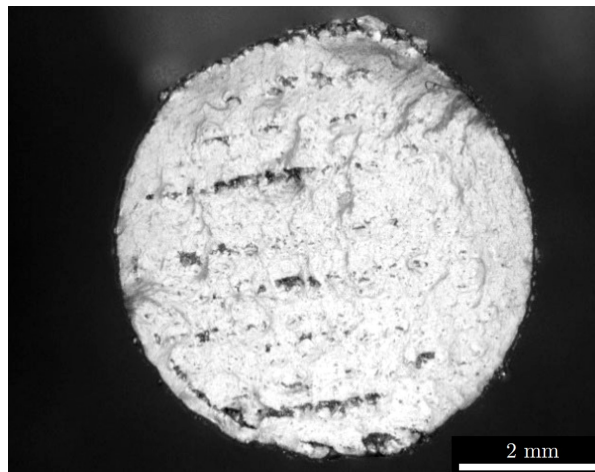


Abbildung 5.5: Bruchbild einer AlSi8 TiC_{micro10} Probe nach einem Zugversuch.

tät auf [145]. TiB₂-Partikel in Mikrometergröße verbessern die Dichte der hergestellten Proben, wie in Abbildung 5.4 dargestellt. Da alle Proben mit den gleichen Parametern hergestellt wurden, konnte keine signifikante Beeinträchtigung des Wärmeeintrags oder der Schmelzviskosität auf die TiB₂-Partikelbeimengungen zurückgeführt werden. Dies legt den Grundstein für gute mechanische Eigenschaften, da die verbleibende Porosität die Materialeigenschaften nicht verschlechterten [57]. Darüber hinaus wird eine geringe Oberflächenrauheit erreicht und es sind nahezu keine Poren sichtbar.

5.2.2 Härte

Die Ergebnisse der parallel zu den Schichten durchgeführten Härtemessungen werden in Abbildung 5.6 mit den in Kapitel 5.1.2 für reine AlSi-Legierungen erzielten Ergebnissen verglichen. Die Härtewerte der einzelnen Legierungskombinationen haben sich durch die Zugabe von Partikelbeimengungen kaum verändert. Die leichten Schwankungen von etwa 6 HV₁₀ bis 12 HV₁₀ im Vergleich zu den reinen AlSi-Legierungen zeigen eine nur geringe Verbesserung der Härte. Da sich die harten Partikel bei der Härteprüfung leicht in die weiche Legierungsmatrix eindrücken lassen, fällt die Veränderung der Härte des Werkstoffs gering aus.

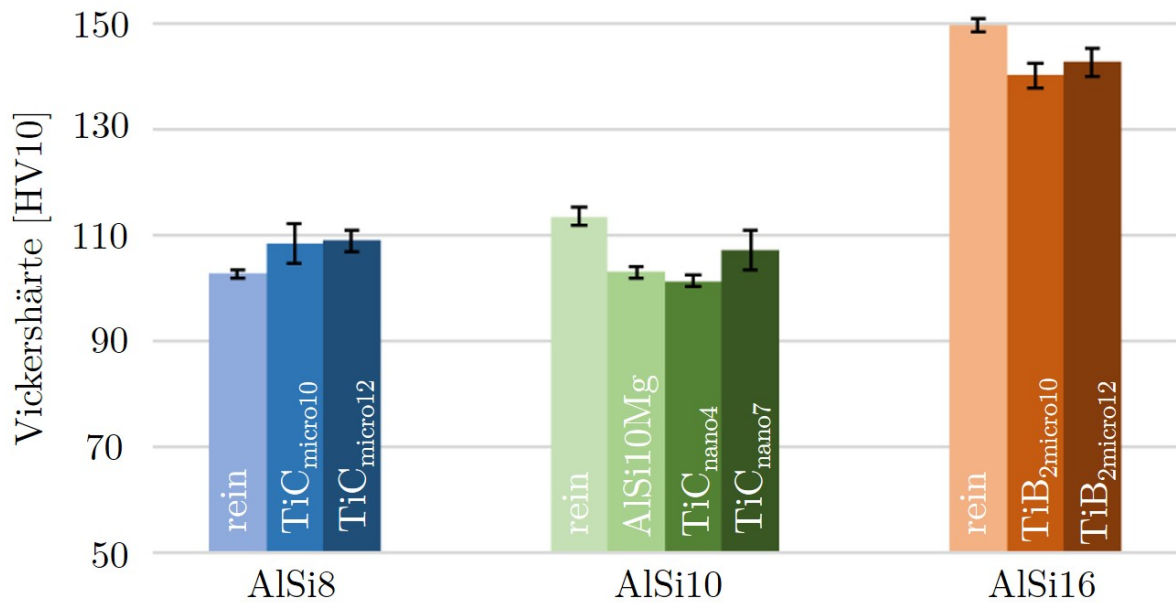


Abbildung 5.6: Härte der AlSi-Legierungen mit und ohne Partikelbeimengung.

5.2.3 Mikrostruktur

Die mikrostrukturelle Untersuchungen der Härteeindrücke wurde mit einem Rasterelektronenmikroskop durchgeführt. Zunächst wurden die Partikel der Titanverbindungen durch ihr charakteristisches Element Titan mittels EDX-Analyse identifiziert (rosa kodierte Partikel in Abbildung 5.7 (b)). Aus dem Vergleich mit dem REM-Aufnahmen in Abbildung 5.7 (a) lässt sich schließen, dass die Partikel mit einem hellen weißen Kontrast den Titanverbindungen entsprechen. Die verschiedenen Legierungs- und Partikelbeimengungen weisen unterschiedliche Mikrostrukturen auf. Mikro-TiC und -TiB₂ entwickeln ein ähnliches Mikrogefüge, wie in Abbildung 5.8 und Abbildung 5.9 dargestellt. Der Grund für die Ausbildung ähnlicher Gefüge lässt sich auf die Partikelgrößen der Partikelbeimengungen zurückführen. Durch mechanisches Mischen vor dem PBF-LB Prozess wurde eine homogene Verteilung der μm großen Partikel erreicht. Dieser Zustand ist vorherrschend, da die bei PBF-LB auftretenden Kräfte auf die relativ großen und damit schwereren Partikel weniger stark wirken. Diese μm großen Partikel haben eine bessere Wärmeleitfähigkeit als nm große Partikel, was auf ihr kleineres Verhältnis von Oberflä-

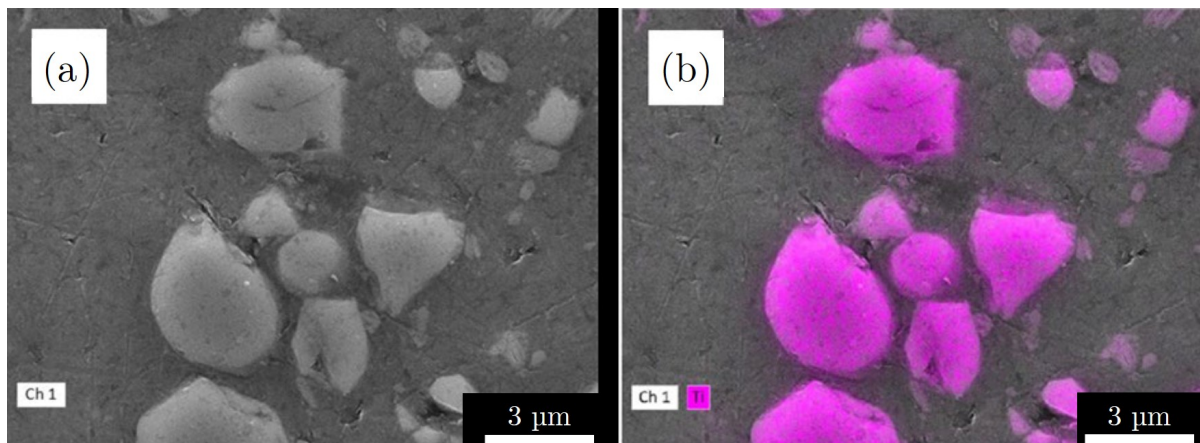


Abbildung 5.7: Identifizierung der Partikelbeimengungen durch eine EDX-Analyse (a) und REM-Aufnahme (b), die die Elementverteilung des Titans aus (a) in rosa dargestellt.

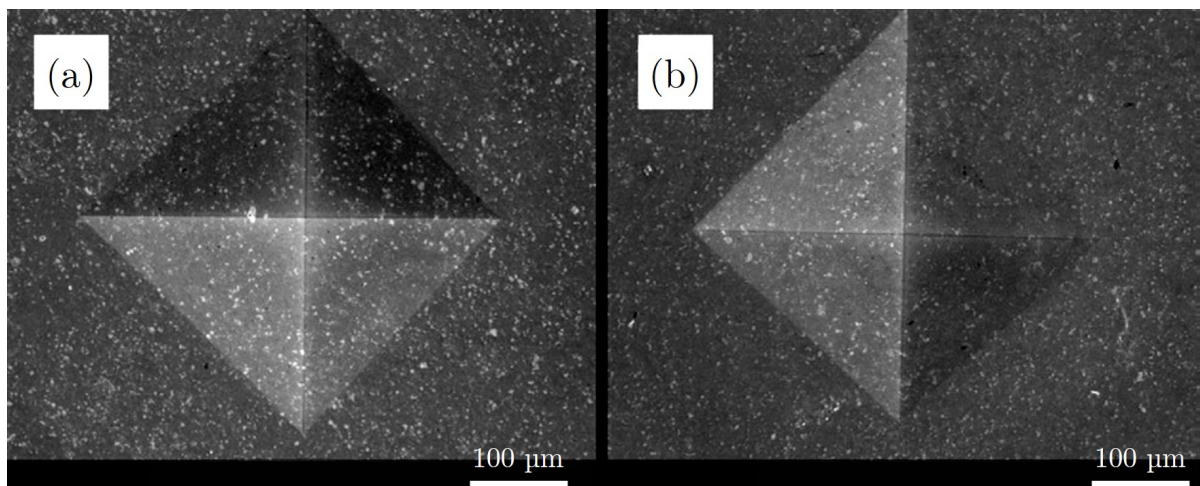


Abbildung 5.8: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von AlSi8 mit 10 % (a) und 12 % (b) µm großen TiC-Partikeln.

che zu Volumen zurückzuführen ist [146]. Dies führt zur Entwicklung einer schwächeren Marangoni-Strömung, die durch hohe Temperaturgradienten beim Schmelzen begünstigt wird. Durch diese homogene Verteilung können die gleichmäßig dispergierten Partikel eine Kornfeinung im Material auslösen, ähnlich wie die Zugabe von TiB_2 oder TiC beim Gießen [113, 147]. Außerdem ermöglicht dieses Gefüge eine gleichmäßig verteilte Wirkung der Partikelbeimengungen [148]. Die Mikrostrukturen der Werkstoffe mit einer nm großen TiC-Partikelbeimengung in Abbildung 5.10 zeigen eine inhomogene Verteilung der Partikelbeimengung, die von Aggregationen dominiert wird, wie in früheren Studien berichtet [144]. Dies kann auf die nm großen Partikel zurückgeführt werden, die durch

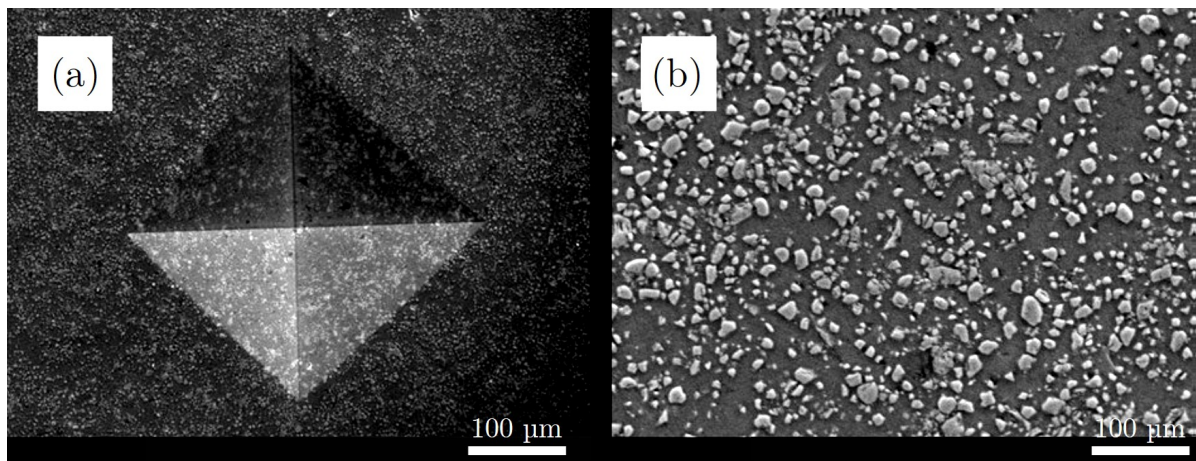


Abbildung 5.9: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von AlSi16 mit 12 % μm großen TiB_2 -Partikeln; (a) HV10-Abdruck, (b) Querschnitt durch die Mikrostruktur.

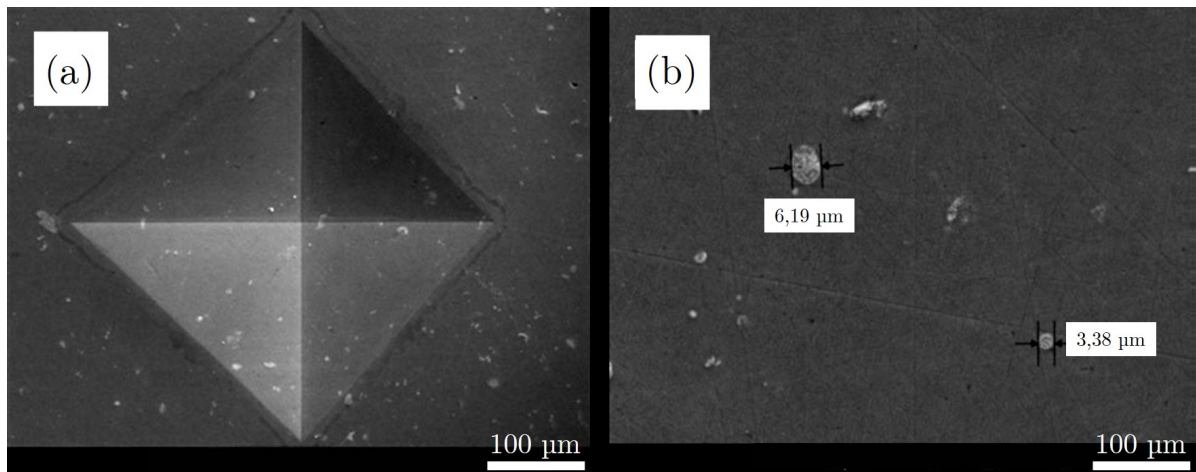


Abbildung 5.10: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von AlSi10 mit 4 % nm großen TiC-Partikeln; (a) HV10-Abdruck, (b) Querschnitt durch die Mikrostruktur der Oberfläche.

Kräfte vor und während des PBF-LB Prozesses beeinflusst werden [144]. Während des Transports und der Verarbeitung des Pulvers kann es durch Reibung zwischen den Partikeln zu statischer Aufladung kommen, was zur Agglomeration dieser kleinen und leichten Partikel führt. Darüber hinaus können zusätzliche Kräfte auf starke Strömungen während des PBF-LB Prozesses zurückgeführt werden. Wenn das geschmolzene Material abkühlt, kann sich eine Marangoni-Strömung entwickeln, die eine Kapillarkraft auf die TiC-Partikel ausübt und die Bildung von Agglomeraten fördert [144]. Der Hauptanreiz für die Verwendung von Partikeln mit einer Größe von nm besteht darin, eine Kornfei-

nung zu bewirken, wie in früheren Forschungsarbeiten gezeigt wurde [74]. Dieser Effekt wurde behindert, da die Partikel zu μm großen Clustern agglomerierten. Zusammenfassend lässt diese Studie den Schluss zu, dass die Verwendung von Partikeln im nm Bereich in Kombination mit dem Mahlen in PBF-LB notwendig ist, wie in früheren Studien gezeigt wurde [144]. Alle diese Ergebnisse werden durch statistische Analysen entlang des

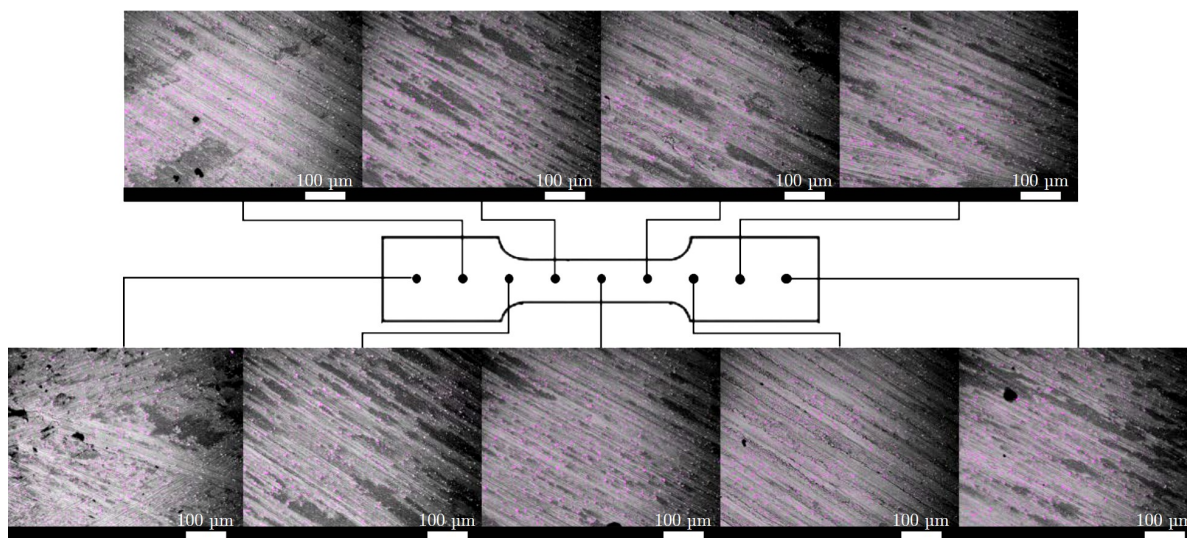


Abbildung 5.11: Schematische Darstellung der Verteilung der Beimengungen am Längsschnitt einer Zugprobe.

Längsschnitts einer Zugprobe bestätigt, wie in Abbildung 5.11 für AlSi8 mit einer Partikelbeimengungen von μm großem TiC mit einem Massenanteil von 10% zeigt. Diese stichprobenartigen Überprüfungen eliminieren mögliche statistische Abweichungen und bestätigen in diesem Fall eine einheitliche Verteilung in der Probe.

5.2.4 Mechanische Kennwerte

Die Zugversuche liefern die Daten, die zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften für jede Werkstoffzusammensetzung verwendet wurden, siehe Tabelle 5.6. Diese Werte werden mit jenen der reinen AlSi-Legierungen aus Kapitel 5.1.2 ohne Partikelbeimengung und der AlSi10Mg aus Kapitel 4.4.2 verglichen.

Tabelle 5.6: Gemittelte Ergebnisse für mechanische Eigenschaften für die neuen AlSi-Legierungen mit Partikelbeimengungen - Zugversuch, Prüfung nach DIN EN ISO 6892-1: 2020-06, geprüft bei Raumtemperatur [127].

Werkstoff	E-Modul E [GPa]		Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa]		Zugfestigkeit R_m [MPa]		Bruchdehnung A_t [%]	
	MW	SD	MW	SD	MW	SD	MW	SD
AlSi8 TiC _{micro10}	80,8	0,4	271	6,5	336	7,6	2,7	0,4
AlSi8 TiC _{micro12}	80,5	1,9	255	8,8	319	18,1	2,4	0,4
AlSi10 TiC _{nano4}	71,8	0,8	212	1,4	327	4,2	5,2	0,6
AlSi10 TiC _{nano7}	76,2	0,2	234	4,0	326	5,0	2,4	0,3
AlSi16 TiB _{2micro10}	84,7	0,1	290	2,7	435	3,4	3,2	0,2
AlSi16 TiB _{2micro12}	88,6	0,3	299	4,9	445	1,3	2,9	0,2

Die Ergebnisse der E-Modulmessungen werden in Abb. 5.12 mit den Ergebnissen für reine AlSi-Legierungen und die Legierung AlSi10Mg verglichen. Die Zugabe von TiC- und TiB₂-Partikelbeimengungen führt zu einem Anstieg des E-Moduls, was auf den hohen E-Modul der TiC- und TiB₂-Beimengungen zurückzuführen ist (Tabelle 5.7). Dieser Effekt der Partikel kann nur dann voll ausgenutzt werden, wenn die Partikel gleichmäßig im Gefüge verteilt sind. Daher verbessert die Zugabe von μm großem TiC und

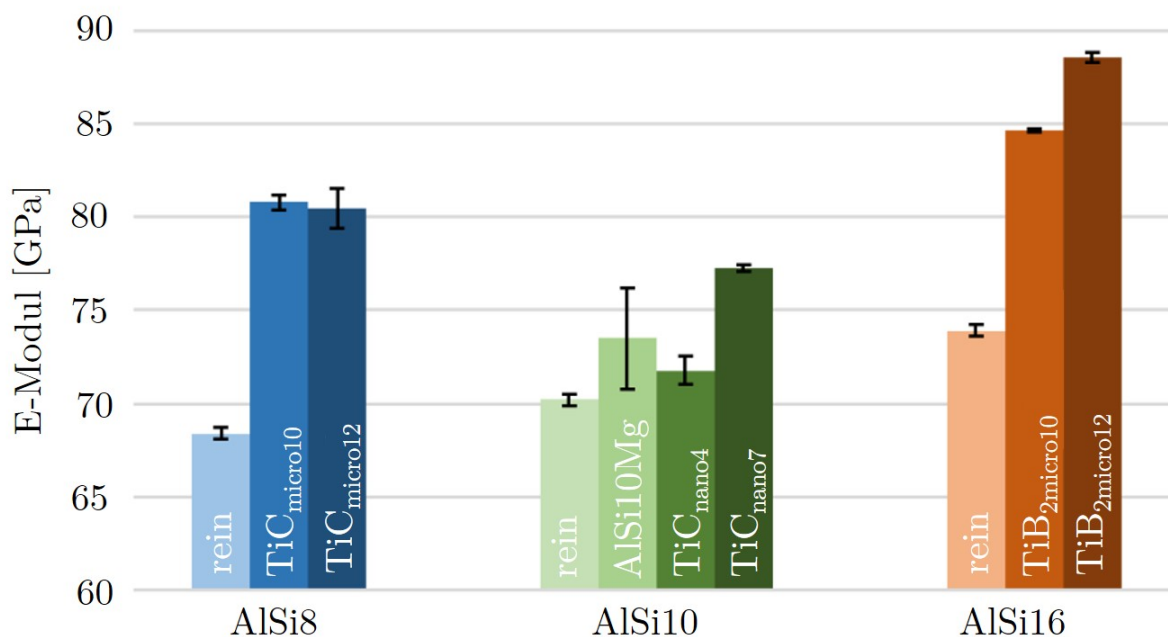


Abbildung 5.12: Elastizitätsmodul der AlSi-Legierungen mit und ohne Partikelbeimengung.

TiB₂ den E-Modul um über 10 GPa im Gegensatz zu den geringeren Verbesserungen von 2 GPa bis 6 GPa, die durch die Zugabe von nm großem TiC erreicht werden. Bei der mikrostrukturellen Analyse konnte eine inhomogene Verteilung der nm großen TiC Partikelbeimengungen festgestellt werden, was durch diese Ergebnisse bestätigt wird. Mit zunehmendem Massenanteil der Partikelbeimengung stieg der Elastizitätsmodul an.

Tabelle 5.7: Berechnung des Elastizitätsmoduls mit Hilfe der linearen Mischungsregel.

Partikelbeimengung	E-Modul E [GPa]
TiC _{micro10}	92,6
TiC _{micro12}	97,8
TiC _{nano4}	79,6
TiC _{nano7}	86,9
TiB _{2micro10}	101,5
TiB _{2micro12}	107,4

Dies ist eine Folge des Partikelanteils in der Mischung. Außerdem wird dieser Effekt bei TiC- und TiB₂-Partikelbeimengungen mit einer Größe von nm und μm beobachtet. Eine Ausnahme bildet die μm große TiC Partikelbeimischung mit einem niedrigeren E-Modul des 12 %-igen TiC Massenanteils im Vergleich zum 10 %-igen TiC Massenanteil. Dies lässt sich durch die Ergebnisse der Porositätsanalyse erklären. Wie bereits erwähnt, fördert die μm große TiC-Partikelbeimengung die Entstehung von Imperfektionen. Durch den Einsatz eines höheren Massenanteils dieser Partikel wird dieser Effekt verstärkt, was sich in den Ergebnissen der E-Modulmessungen niederschlägt. Durch die Anwendung der linearen Mischungsregel können Vorhersagen für den Elastizitätsmodul der Mischungen gemacht werden. Die vorhergesagten Werte liegen etwa 10 GPa höher als die experimentellen Ergebnisse. Dennoch konnten die Unterschiede zwischen den Materialzusammensetzungen vorhergesagt werden, was die Anwendbarkeit der Mischungsregel für diese Eigenschaft bestätigt. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven aller Legierungen werden in Abbildung 5.13 verglichen. Das Diagramm zeigt eine höhere Verfestigung der Legierungen mit Partikelbeimengungen, was darauf zurückzuführen ist, dass der Zusatz von TiC oder TiB₂ die Versetzungsbewegung behindert, wie in verschiedenen Studi-

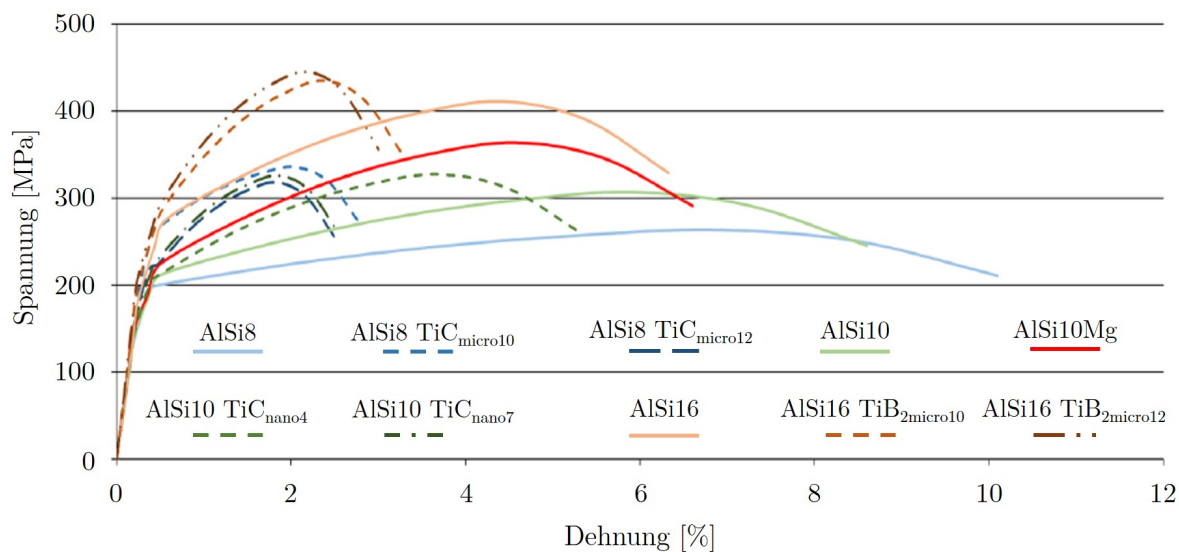


Abbildung 5.13: Spannungs-Dehnungs-Diagramme der AlSi-Proben mit und ohne Partikelbeimengungen.

en für TiC-Zusätze gezeigt wurde [149]. Die Bruchdehnung nimmt ab, während sowohl die Zugfestigkeit als auch die Streckgrenze steigen. AlSi8 mit μm großen TiC-Partikeln weist den höchsten in dieser Studie gefundenen Verfestigungsgrad auf. Im Vergleich zu μm großem TiB_2 löst μm großes TiC eine höhere Verfestigung aus, wie an den Bruchdehnungen zu erkennen ist, siehe Abbildung 5.13 und Tabelle 5.6. Ein weiterer Indikator für die Verfestigung kann durch die Inspektion der Bruchstellen der in Abbildung 5.14 gezeigten Zugproben ermittelt werden. Aus der Porositätsanalyse geht hervor, dass diese Materialzusammensetzung Imperfektionen von 1-2 mm Größe aufweist. Diese Imperfektionen verursachen Spannungskonzentrationen und verringern die tragende Fläche, was wiederum zu einem früheren Versagen der Zugprobe führt. Da die μm große TiC-Partikelbeimengungen die Ursache für diese Imperfektionen war, schnitt $\text{TiC}_{\text{micro12}}$ schlechter ab als $\text{TiC}_{\text{micro10}}$. Dennoch wiesen diese Werkstoffzusammensetzungen bessere statische mechanische Eigenschaften auf als die reine AlSi-Legierung. Dies deutet auf eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch μm große TiC-Partikel hin. Die nm große TiC-Partikelbeimengung verursachte den geringsten Versprödungsgrad im Vergleich zu den Versprödungseffekten der μm großen Partikel. Darüber hinaus weist

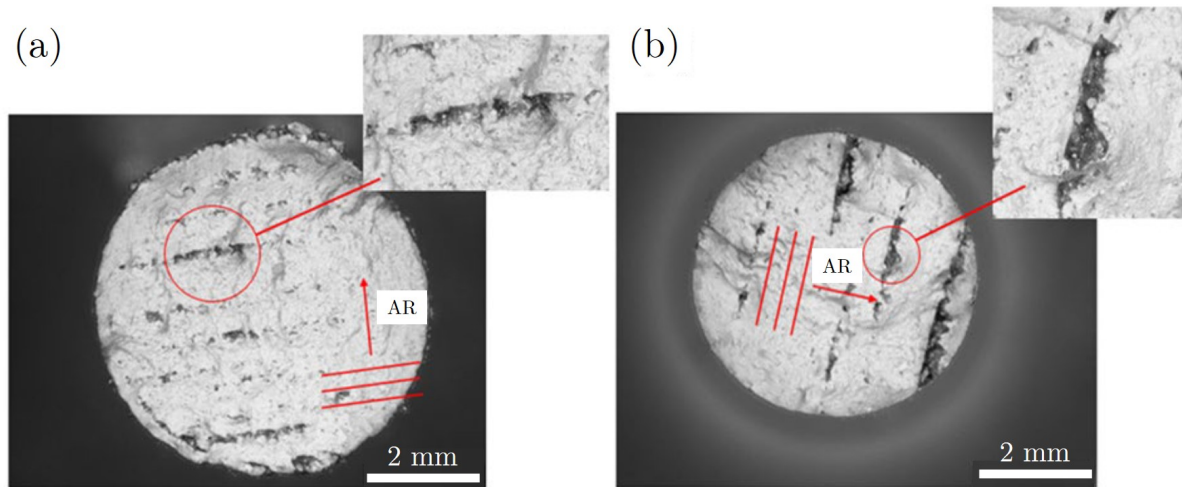


Abbildung 5.14: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Bruchstellen von AlSi8 (a) mit 10 % μm großen TiC-Partikeln (b) mit 12 % μm großen TiC-Partikeln, AR ist die Aufbaurichtung.

sie im Vergleich zu AlSi10Mg verminderte Zug- und Streckgrenzen sowie eine drastisch reduzierte Bruchdehnung auf, was einen hohen Versprödungsgrad bestätigt. Dies lässt sich auf die Entstehung von Partikelagglomerationen der Beimengung zurückführen. Wie erläutert, verringern diese Agglomerationen die Versprödungswirkung im Vergleich zu einer homogenen Verteilung. Darüber hinaus verringern diese Agglomerationen die Kornfeinungswirkung der Partikelbeimengung, da diese von der Oberfläche abhängt, die die Partikel mit der Legierungsmatrix bilden. Die Aufnahmen der Bruchstellen in Abbildung 5.15 zeigen Partikelagglomerationen und Poren, was diese Ergebnisse bestätigt. Die Le-

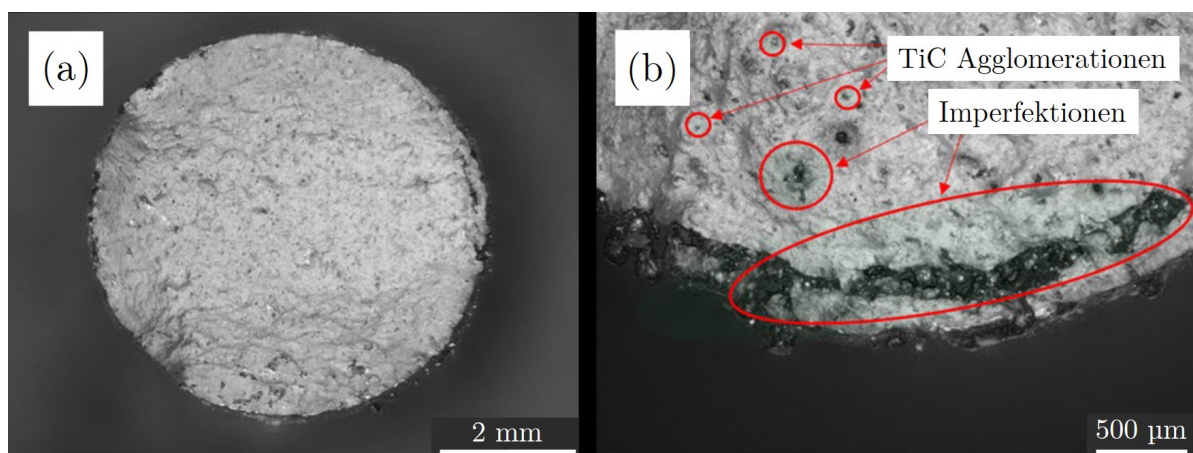


Abbildung 5.15: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Bruchstellen von AlSi10 (a) mit 7 % nm großen TiC-Partikeln (b) Nahaufnahme der TiC-Agglomerationen und der Fehlstellen.

gierung AlSi16 mit μm großen TiB_2 -Partikeln zeigt in dieser Studie die besten Ergebnisse. Dies kann auf die Verfestigungseffekte von μm großem TiB_2 zurückgeführt werden. Darüber hinaus bewirkt TiB_2 eine Kornfeinung, da die Zusammensetzungen $\text{TiB}_{2\text{micro}10}$ und $\text{TiB}_{2\text{micro}12}$ eine bessere Bruchdehnung aufweisen als $\text{TiC}_{\text{micro}10}$ und $\text{TiC}_{\text{micro}12}$. Die Porositätswerte und die mikrostrukturelle Analyse in Kombination mit diesen Ergebnissen führen zu überlegenen Zugfestigkeiten. Eine Analyse der Bruchflächen unterstützt diese Aussage. Dieser Werkstoff weist die besten statisch-mechanischen Eigenschaften auf, was sowohl auf die Partikelbeimengungen als auch auf den hohen Si-Gehalt der Legierung zurückzuführen ist.

5.2.5 Biegeumlauf-Ermüdungsversuch

Die Wöhlerlinien der partikelverstärkten AlSi-Legierungen werden mit denen von konventionell sandgegossenem und additiv hergestelltem AlSi10Mg verglichen, das nicht wärmebehandelt wurde, siehe Abbildung 5.16 [150, 151]. Das Zeitfestigkeitsverhalten ei-

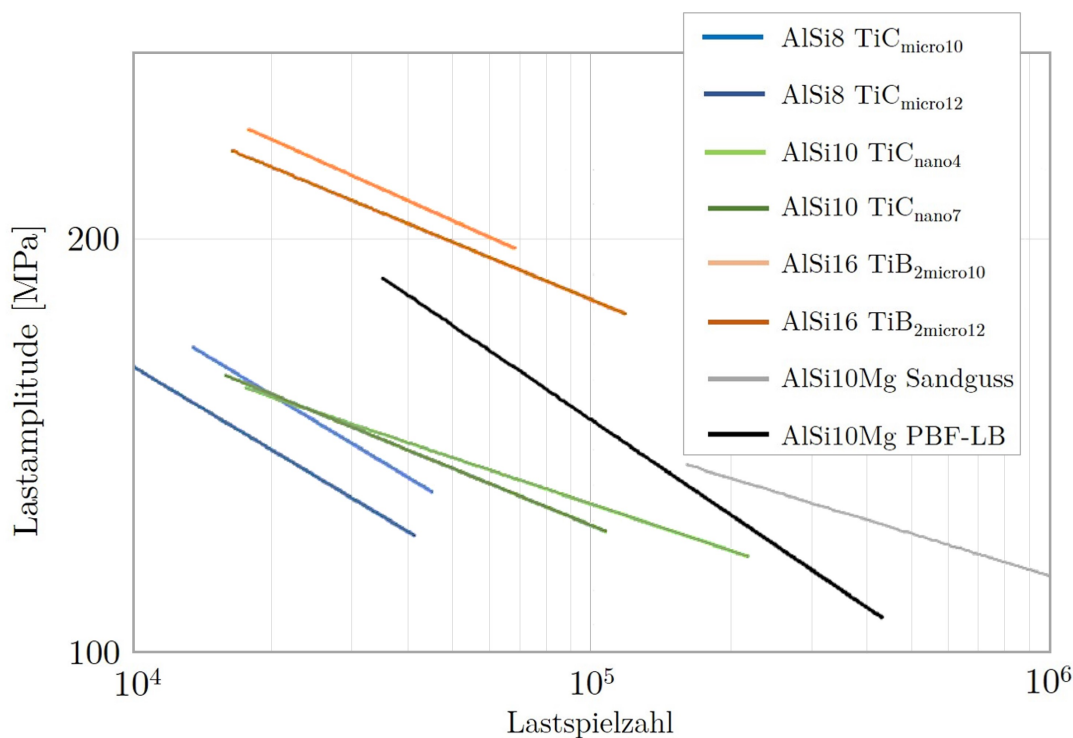


Abbildung 5.16: Wöhlerlinien für die AlSi-Proben mit und ohne Partikelbeimengung.

nes Werkstoffs hängt hauptsächlich von Oberflächen- und oberflächennahen Fehlern ab, insbesondere beim Biegen [57, 145]. Diese Fehlstellen sind mögliche Ausgangspunkte für die Rissentstehung. Diese Risse wachsen dann bei jedem Zyklus, bis es zum Bruch kommt. Da sich die Rissbildung negativ auf die zyklischen Eigenschaften eines Werkstoffs auswirkt, verringern diese Fehlstellen die Lebensdauer des Probekörpers. Dieser Effekt ist bei den AlSi8-Legierungen zu beobachten, die μm große TiC-Partikel enthalten. Wie in Abbildung 5.17 zu sehen ist, weist diese Materialzusammensetzung große Imperfektionen mit einer Länge von 1 mm - 2 mm auf. Diese Imperfektionen verursachen Spannungskonzentrationen und können Risse induzieren. Dies wird in der ermittelten Wöhlerlinien deutlich, die niedrige Belastungen bei hohen Lastwechseln zeigt. Im Vergleich zu den anderen in dieser Studie untersuchten Werkstoffen weist AlSi8 mit μm großem TiC die niedrigsten zyklischen Eigenschaften auf. Ähnliche Auswirkungen von Fehlstellen in der Nähe der Oberfläche sind bei AlSi10 mit TiC im nm-Bereich zu beobachten. Wie in Abbildung 5.18 zu sehen ist, sind die Ausgangspunkte für Risse mit diesen kleinen Fehlstellen verbunden.

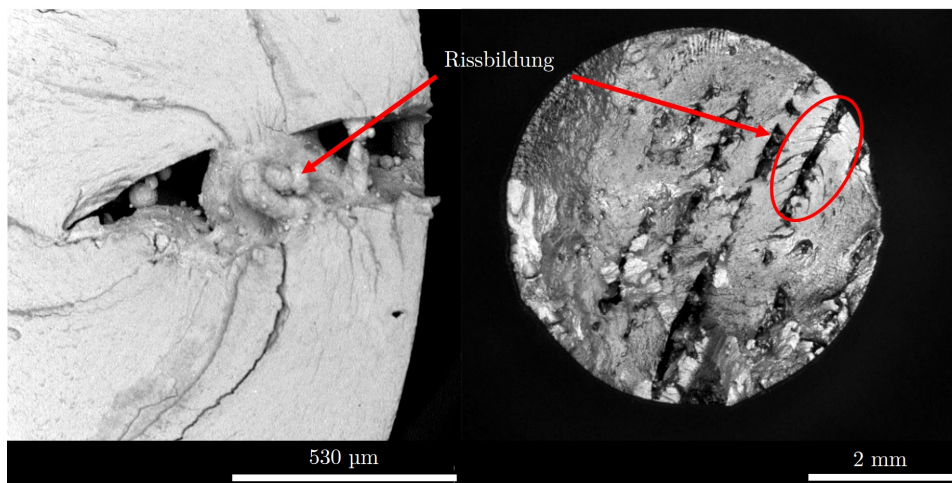


Abbildung 5.17: Bruchstellen von AlSi8 mit μm großen TiC-Partikelbeimengungen unter einem Rasterelektronenmikroskop (links) und einem Lichtmikroskop (rechts).

Darüber hinaus verursachen die Agglomeration der nm großen TiC-Partikel Spannungskonzentrationen, die die Entstehung von Rissen begünstigen. Dies wird durch die entsprechenden Wöhlerlinien belegt. Im Gegensatz zu den anderen Werkstoffzusammen-

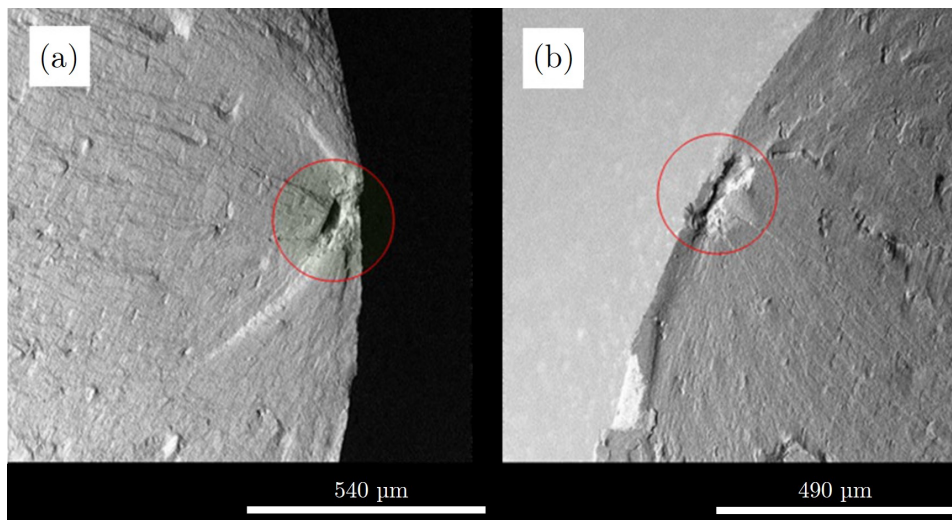


Abbildung 5.18: Bruchstellen von AlSi10 mit nm großen Partikelbeimengungen aus TiC unter einem Rasterelektronenmikroskop (a) $\text{TiC}_{\text{nano4}}$ (b) $\text{TiC}_{\text{nano7}}$.

setzungen wie AlSi16 fast keine sichtbaren Fehlstellen auf seiner Bruchfläche auf, wie in Abbildung 5.19 zu sehen ist. Es hielt mehr Lastwechsel aus als die additiv gefertigte Legierung AlSi10Mg bei geringerer Belastung. Die Zeitfestigkeit von gegossenem AlSi10Mg konnte übertroffen werden. Die Rissentstehungspunkte der Proben weisen fast keine Fehlstellen und einen sehr geringen Gewaltbruchanteil auf.

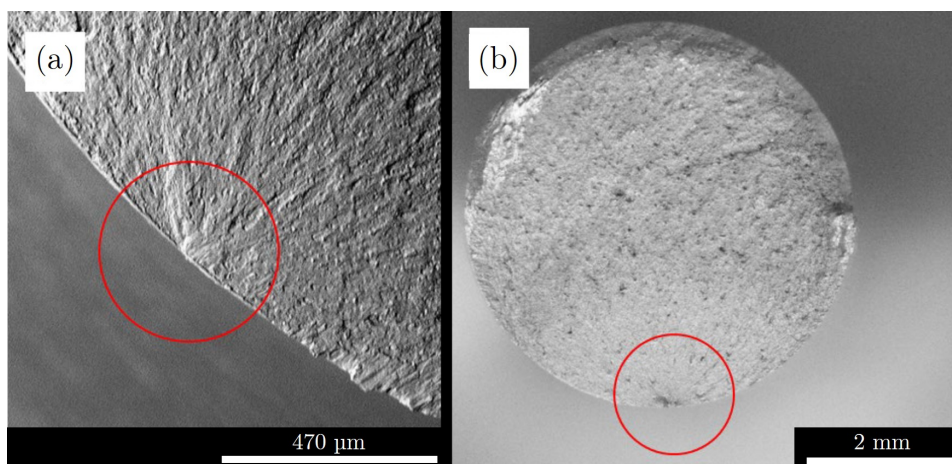


Abbildung 5.19: Bruchstellen von AlSi16 mit einer μm großen Partikelbeimengung aus TiB_2 unter dem Rasterelektronenmikroskop, (a) Nahaufnahme des Ausgangspunkts der Rissbildung, (b) Überblick über eine Bruchstelle der Probe.

Kapitel 6

Anwendungsbeispiel zur additiven Fertigung

Mit Hilfe der additiven Fertigung lassen sich nahezu beliebige Geometrien herstellen. Auch solche, die mit konventionellen Fertigungsverfahren nicht oder nur schwer herstellbar sind. Die Topologieoptimierung bietet die Möglichkeit, solche Geometrien zu entwerfen und damit auch einen technischen Mehrwert zu schaffen. Durch die Kombination dieser beiden Techniken können also die Vorteile beider Fachbereiche ausgeschöpft werden. Anhand eines praktischen Beispiels, des Gehäuses eines Fahrwerks einer Leichtlauf-Krananlage, wird in diesem Kapitel aufgezeigt, wie der Prozess aussehen kann und was bei der Umsetzung zu beachten ist. Dabei wird gezeigt, dass bei der Betrachtung eines Systems mit mehreren Schnittstellen zu umgebenden Komponenten die Berücksichtigung definierter Randbedingungen nicht möglich ist und ein Ersatzmodell erstellt werden muss, was eine Korrektur des Ergebnisses erfordert.

6.1 Einleitung

Die additive Fertigung mittels PBF-LB und die Optimierung einer Struktur mittels Topologieoptimierung sind zwei Wissenschaftsgebiete, deren Kombination es erlaubt, die Vorteile der jeweiligen Bereiche auszuschöpfen. Die Topologieoptimierung ist eine von mehreren Methoden der Strukturoptimierung und grenzt sich von der Größen- und Formoptimierung ab [152]. Die Topologieoptimierung wurde als fortschrittliche Methode entwickelt, um innovative leichte und leistungsstarke Konstruktionen zu entwickeln, die mit herkömmlichen Methoden nur schwer zu realisieren sind. Die aus der Topologieoptimierung resultierenden Formen werden auch als "bionische Formen" bezeichnet, da das Prinzip auch in der Natur verwendet wird. Bionische Designkonzepte basieren auf dem Prinzip der Spannungsminimierung [153, 154]. Das Ziel einer Topologieoptimierung ist es, die bestmögliche Materialverteilung innerhalb eines Designraums zu finden, der alle vordefinierten Lastfälle und Randbedingungen berücksichtigt. Die additive Fertigung ist das perfekte Fertigungsverfahren für die Herstellung solcher Strukturen. Wirtschaftlicher Leichtbau ist also nicht nur durch gängige Optimierungsmethoden möglich, sondern kann auch mit Hilfe der additiven Fertigung praktisch umgesetzt werden. Die Integration beider Bereiche bietet den Konstrukteuren die Möglichkeit, sich von den Zwängen der konventionellen Fertigungstechniken zu lösen und sich verstärkt dem Design von Leichtbaustrukturen zu widmen. Ein weiterer Aspekt der Massenreduzierung als Optimierungsziel sind, aufgrund des signifikanten Einflusses des Materialvolumens, die Herstellungskosten des fertigen Bauteils [153, 154]. In den letzten drei Jahrzehnten wurden mehrere Methoden zur Topologieoptimierung entwickelt, von denen die dichte-basierte Methode, die Level-Set-Methode (LSM) und die evolutionäre Strukturoptimierung (ESO) die Beliebtesten sind [153, 155]. Die dichte-basierte Topologieoptimierung ist die am weitesten verbreitete Methode in der Wissenschaft, aber auch in praktischen Anwendungen. Eine bewährte Kontinuums-methode ist die "Solid Isotropic Material with

Penalization“ (SIMP)-Methode, die erstmals 1989 von Bendsøe vorgestellt wurde [152]. Die SIMP-Methode ist eine Methode zur kontinuierlichen Topologieoptimierung von Bauteilen: Für ein Bauteil soll unter bestimmten Belastungen die optimale Struktur gefunden werden. Dazu wird der maximal zur Verfügung stehende Bauraum des Bauteils in kleine Elemente unterteilt. Andere Methoden versuchen nun herauszufinden, welche Elemente weggelassen werden können und welche Elemente wieder hinzugefügt werden müssen, um die Lasten mit möglichst wenig Material tragen zu können. Die Methode der festen isotropen Mikrostruktur mit Bewertung verfolgt einen anderen Ansatz: Anstatt Elemente einfach ganz wegzunehmen (Zustand “0“) oder sie alle vorhanden zu haben (Zustand “1“), darf jedes Element einen Zwischenwert annehmen. Um jedoch zu vermeiden, dass der gesamte Konstruktionsraum nur undifferenzierte Zwischenwerte annimmt, und um konkrete Strukturen zu begünstigen, werden Zwischenwerte bewertet, wie weit sie von 0 oder 1 entfernt sind. Diese Bewertung erfolgt durch einen Straffaktor p (normalerweise $p = 3$), in

$$E(\rho_e) = \rho_e^p \times E_0, \quad (6.1)$$

wobei $E(\rho_e)$ der dichteabhängige Elastizitätsmodul ist, ρ_e^p die relative Dichte, die mit p potenziert wird, und E_0 der Elastizitätsmodul des festen Materials ist. Es werden also bevorzugt Bereiche mit Werten nahe bei 1 (Festkörperbereich) und Regionen mit Werten in der Nähe von 0 (Leerraum) selektiert [153, 155–157]. Die additive Fertigung bietet die Möglichkeit, durch die Topologieoptimierung nahezu jede beliebige Kontur möglichst nahe am theoretischen Optimum herzustellen. Dennoch ist es für den Fertigungsprozess oft nicht sinnvoll, dies zu tun. Denn im Hinblick auf die Wirtschaftlichkeit spielen auch andere Faktoren, wie der Materialeinsatz, eine Rolle. Ein Bauteil, das unter Belastungsgesichtspunkten sehr gut ist, aber viel Stützmaterial benötigt, ist so insgesamt nicht mehr wirtschaftlich. Eine bessere Gesamtlösung wäre es daher, den gesamten Materialeinsatz zu reduzieren und ein (meist geringes) Mehrgewicht am fertigen Bauteil in Kauf zu nehmen. Außerdem spart man sich den Aufwand für das Entfernen des Stützmateri-

als und verbessert die Oberfläche an den Unterseiten des Bauteils [153, 155]. So wurde in einer Studie gezeigt, dass ein Rahmen durch die Verwendung selbsttragender Strukturen um 13,2% nachgiebiger ist und eine relative Materialeinsparung von 44% erzielt werden konnte [158]. Ein wesentlich komplexerer Ansatz wurde durch die Schaffung von Stützstrukturen mittels Topologieoptimierung untersucht, die auf der Minimierung des in diesem Bereich einzusetzenden Materials beruht. Auch hier konnten 44% der Masse eingespart werden [159]. Eine weitere Fertigungsvorgabe, die genutzt wird, ist die Vorgabe einer minimalen Elementgröße durch eine Längenskalenvorgabe. Diese Einschränkung der Topologieoptimierung wird verwendet, um Geometrien zu vermeiden, die schwierig oder unmöglich herzustellen sind, wie z. B. kleine Bohrungen oder sehr dünne Verstrebungen oder Wände [153]. Es ist nicht möglich, Pulver nach dem Herstellungsprozess aus einem geschlossenen Hohlraum zu entfernen. Aufgrund des hohen Preises des Pulvermaterials und der zusätzlichen Masse eines Bauteils, aus dem nicht aufgeschmolzenes Pulver nicht entfernt wurde, konzentrieren sich aktuelle Überlegungen darauf, geschlossene Strukturen durch Anschlussrandbedingungen bei der Topologieoptimierung zu vermeiden [153, 160]. Im Bereich der Topologieoptimierung gibt es eine Reihe von Herausforderungen, die in Zukunft bewältigt werden müssen. Diese sind zum einen simulativer Natur, hängen aber auch vom additiven Fertigungsprozess ab [153]. Wie bereits erläutert, existieren verschiedene Methoden zur Topologieoptimierung, deren Umsetzung mit Finite-Elemente-Software ist jedoch noch nicht in jedem Fall realisierbar. Die Anisotropie der mechanischen Eigenschaften von Materialien für die additive Fertigung ist eine große Herausforderung für die Entwicklung optimierter Strukturen. Zahlreiche experimentelle Beobachtungen zeigen, dass die Materialmikrostrukturen in der horizontalen Ebene (senkrecht zur Baurichtung) und in der vertikalen Ebene (parallel zur Baurichtung) unterschiedlich sind und daher unterschiedliche mechanische Eigenschaften aufweisen. Allerdings wurden für die Topologieoptimierung weitgehend idealisierte isotrope Materialien verwendet, wodurch anisotrope Effekte des Materials ignoriert wurden. Um diese Diskrepanz aufzulösen, könnte man die Parameter des Herstellungsprozesses op-

timieren oder anisotrope Modelle für die Topologieoptimierung verwenden. Dies führt jedoch wiederum zu einem erhöhten Rechenaufwand [153, 161–164]. In vielen Schlüsselindustrien der additiven Fertigung, wie z. B. der Luft- und Raumfahrt, spielt ein gutes Ermüdungsverhalten der Bauteile eine wichtige Rolle. Allerdings ist die Lebensdauer eines additiv gefertigten Bauteils deutlich geringer als die seines geschmiedeten Pendant. Dies schränkt nicht nur die Anwendbarkeit von additiv gefertigten Bauteilen ein, sondern sorgt auch für weitere Forschungsarbeit im Bereich der Topologieoptimierung. Defekte während des Herstellungsprozesses, wie ungeschmolzenes Pulver oder Poren bzw. Gasporen, sind die Hauptursachen für das Versagen unter zyklischer Belastung. Diese Stellen wirken wie Kerben und sind somit potenzielle Stellen für die Rissbildung. Bei der ermüdungsbasierten Topologieoptimierung ist die Ermüdungslebensdauer die Zielfunktion der Optimierung. Aufgrund der Schwierigkeit der Sensitivitätsanalyse und der hohen Nichtlinearität der Schädigung stellt die Voraussage der Ermüdungslebensdauer derzeit noch eine große Herausforderung dar, da die Versagenszeit einen entscheidenden Einfluss auf die Geometrie der optimierten Struktur hat [153, 165, 166].

6.2 Methodik

6.2.1 Allgemeine Definition des Fahrwerks

Das zu optimierende Bauteil ist das Gehäuse einer Laufkatze, die in einer leichtgängigen Krananlage eingesetzt wird. Die Laufkatze muss eine Last von 600 kg tragen können. Die Anlage muss sowohl Zug- als auch Druckbelastungen aufnehmen können. Eine Kraft entlang der Fahrtrichtung der Laufkatze wird nur durch manuelles Ziehen aufgebracht und kann daher vernachlässigt werden. Kräfte quer zur Fahrtrichtung können ebenfalls vernachlässigt werden. Branchenüblich ist es, einen Zuschlag von 20 %, in diesem Fall 120 kg, vorzusehen, um das System rein statisch berechnen zu können. Der Sicherheitsfaktor sollte mindestens 3 betragen. An beiden Enden sind Montageflächen mit je zwei

M6-Gewinden zur Befestigung einer Energiezuführung o.ä. vorzusehen. Zusätzlich sind beidseitig Gummipuffer erforderlich, um einen Stoß am Endanschlag zu dämpfen.

6.2.2 Topologieoptimierung

Die Topologieoptimierung wird mit der Ansys®-Software Ansys Mechanical™ in der Version “2019 R3“ (im Folgenden “Ansys“ genannt) durchgeführt. Der elementbasierte Ansatz, der verwendet wird, ist die feste isotrope Mikrostruktur mit Penalisierung (SIMP)-Methode [167]. Ansys ist eine Software, die zur Lösung von Spannungs- und Verformungsproblemen in der Strukturmechanik mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode (FEM) verwendet werden kann. Die Finite-Elemente-Methode setzt voraus, dass das physikalische Problem so umformuliert wird, dass es in ein Gleichungssystem umgewandelt werden kann. Die Finite-Elemente-Methode ist eine Näherungsmethode zur Lösung ingenieurtechnischer und physikalischer Probleme mit Hilfe mathematischer Modelle, bei der Körper in Elemente endlicher Größe (“finite Elemente“) zerlegt werden. Zwischen den Elementen müssen geeignete Übergangsbedingungen so definiert werden, dass die Summe aller Elemente in Verbindung mit den Übergangsbedingungen dem Gesamtmodell entspricht. Auf diese Weise können auch Bauteile mit komplexer Geometrie mit praktisch “beliebiger Genauigkeit“ approximiert werden [168, 169]. Um eine Topologieoptimierung mit Ansys zu realisieren, müssen zum einen die beiden bereits beschriebenen Lastfälle in Form von zwei Finite-Elemente-Analysen (FEA) umgesetzt werden und zum anderen einige Randbedingungen für die Topologieoptimierung definiert werden. Diese werden im Folgenden beschrieben. Die Topologieoptimierung sowie die vorgeschalteten Finite-Elemente-Analysen beschränken sich im Umfang der Komponenten auf das Fahrwerksgehäuse sowie die Last- und Radbolzen, wobei nur das Gehäuse in seiner Topologie optimiert werden soll. Eine weitere Reduktion der Komponenten (ausschließlich das Gehäuse) wird nicht als zielführend angesehen, da die Interaktion der Bolzen mit Gehäuse als wesentlich für das Gesamtsystem angesehen wird. In Ansys wird als Material für

das Gehäuse der Standardwerkstoff “Aluminiumlegierung“ und für alle Stifte der Standardwerkstoff “Baustahl“ vorgegeben. Da das zu belastende System linear elastisch ist, sind nur die Parameter Elastizitätsmodul und Poissonzahl wichtig und keine weiteren Parameter, wie z. B. Festigkeitswerte, erforderlich. Für die Topologieoptimierung muss ein Modell erstellt werden (siehe Abbildung 6.1). Der Entwurfsraum (1) muss definiert

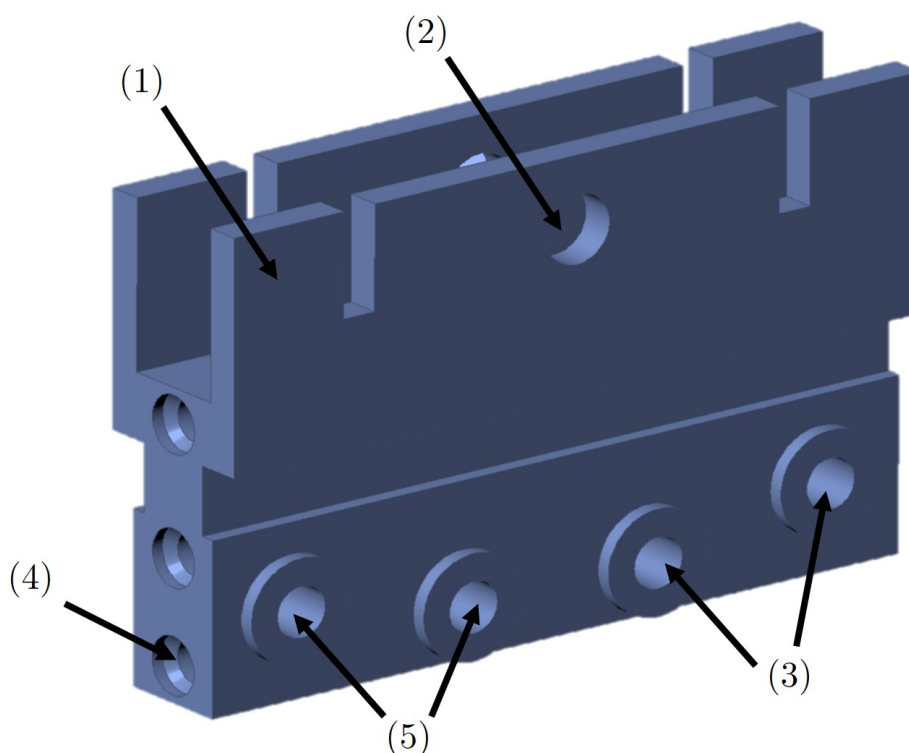


Abbildung 6.1: Modell zur Topologieoptimierung in Ansys.

werden. Dies ist der Raum, in dem die Zielfunktion die Masse minimiert. Dieser Konstruktionsraum entspricht dem maximal möglichen Einbauraum in der Fahrwerksanordnung. Die Last wird auf den Lastbolzen (2) entsprechend den beiden zuvor definierten Lastfällen aufgebracht. Diese werden von den Radbolzen (3) getragen. Es gibt vier von ihnen, von denen zwei im Falle einer Zugbelastung und zwei im Falle einer Druckbelastung belastet werden. Alle Bolzen sind als “Ausschlussbereich“ der Topologieoptimierung definiert. Dies gilt auch für die Befestigungspunkte (4) und alle Bohrungen (5) zur Aufnahme der Stifte. Die Kombination aus diesem “Ausschlussbereich“ und der Definition

der minimalen Strukturgröße von 3 mm als Fertigungsrestriktion stellt sicher, dass die Bolzen über die gesamte Länge der Bohrung Kräfte übertragen können und dass auch flache zylindrische Kontaktflächen für das Fahrwerk am Lastbolzen und für die Kugellager der Räder an den Radbolzen vorhanden sind. Eine weitere Fertigungsvorgabe, die hier angewandt wurde, ist die Definition von zwei Symmetrien. Eine Symmetrie halbiert den Lastbolzen, die andere halbiert die Befestigungspunkte. Die letzte und in diesem Fall wichtigste Randbedingung, die definiert werden muss, ist die Reaktionsbedingung für die maximale Spannung. Zu diesem Zweck wurde ein Wert von 75 MPa gewählt, was bei Verwendung der Aluminiumlegierung AlSi16-TiB₂ zu einem Sicherheitsfaktor von etwa vier führt, um eine gewisse Reserve für den Mindestsicherheitsfaktor von drei zu haben. Betrachtet man das physikalische System, so gibt es einen Reibungskontakt zwischen den Stiften und dem Gehäuse. Dieser kann auch von Ansys mit einem einzustellenden Reibungskoeffizienten berücksichtigt werden, aber eine Topologieoptimierung mit dem Optimierungsziel der maximalen Spannung ist damit nicht möglich, da es sich um einen nichtlinearen Kontakt handelt. Es wäre möglich, diese Art der Kontaktrandbedingung in Kombination mit einer vorgegebenen relativen Materialeinsparung zu verwenden, wenn die längere Berechnungszeit in Kauf genommen wird. Dieser Ansatz wird jedoch in diesem Zusammenhang als nicht sinnvoll erachtet, da man möglichst nahe an den Materialgrenzen sein möchte, ohne einen Mindestsicherheitsfaktor zu unterschreiten [168, 170]. Um eine Topologieoptimierung durchzuführen, muss von der Verwendung des “reibenden“ Kontakts abgewichen werden, indem als Kontaktrandbedingung “geklebt“ gewählt wird, was eine lineare Randbedingung ist. Aus sicherheitstechnischer Sicht stellt dies jedoch kein Problem dar, da das entworfene Fahrwerk zur Validierung ohnehin einer neuen Finite-Elemente-Analyse unterzogen werden soll und dabei die korrekte Kontaktrandbedingung verwendet werden.

6.2.3 Finite-Elemente-Modell

Wie bereits erwähnt, handelt es sich bei der Methode der festen isotropen Mikrostruktur mit Penalisierung um eine elementbasierte Methode, die eine Vernetzung der Komponenten erforderlich macht. Alle Bauteile sind mit einer homogenen Elementgröße von 3 mm zu vernetzen. Es werden Tetraeder-Elemente mit einer "quadratischen Elementordnung", die sogenannte Tet10 - Elemente, verwendet. Der Vorteil der Vernetzung mit Tetraedern ist, dass man in der Regel jede Geometrie problemlos vernetzen kann, auch runde Geometrien. Hier gibt es z. B. häufiger Probleme bei einer Vernetzung mit Hexaedern ("Hex Dominant" in Ansys). Die quadratische Elementordnung erhöht die Genauigkeit der Berechnung, aber auch die Berechnungszeit [168]. Aufgrund der zylindrischen Form des Lagers wurde für die Radzapfen die "zylindrische Lagerung" als Lager-Randbedingung gewählt, bei der die Verschiebungen in radialer, tangentialer und axialer Richtung frei oder fest sind. Aufgrund der Möglichkeit, dass sich das Kugellager dreht, ist die radiale Verschiebung frei und die beiden anderen Verschiebungen sind fest. Als Belastung in Ansys wurde eine "externe Kraft" von 7200 N gewählt, diese Kraft setzt sich aus der Last (600kg) mit einer 20 %-iger Erhöhung für eine reine statische Simulation zusammen. Die Richtung der Kraft hängt von der entgegengesetzten Richtung des Lastfalls ab. Im Gegensatz zur "Kraft"-Last kann diese über präzise Koordinaten platziert werden. Als Geometrieelement, auf das sich die Randbedingung bezieht, wurde die Oberfläche des Lastbolzens gewählt, der an den beiden Laschen am Fahrwerk anliegt und über diese die Kraft in das Fahrwerk einleitet [168, 170].

6.2.4 CAD Konstruktion

Die Konstruktion gemäß der STL-Ausgabedatei der Topologieoptimierung mit Ansys wird mit der PTC®-Software Creo Parametric™ in der Version "5.0.4" (im Folgenden "Creo Parametric" genannt) realisiert.

6.3 Ergebnisse und Diskussion

6.3.1 Validierung durch Finite-Elemente-Analyse

Im Gegensatz zur vorherigen Topologieoptimierung werden die Ergebnisse aus der CAD-Konstruktion nun in der Finite-Elemente-Methode mit den korrekten Kontaktrandbedingungen validiert. Es wird also "Reibung" anstelle von "Kleben" verwendet. Der Reibungskoeffizient muss eingestellt werden. Laut VDI liegt der Haftreibungskoeffizient von Aluminium auf Stahl bei 0,1-0,28, wobei der genaue Wert immer von den beiden Oberflächenrauigkeiten sowie den Schmierbedingungen abhängt [171, 172]. Aufgrund der Unkenntnis dieser beiden Fakten wurde für alle Kontaktkantenbedingungen der Mittelwert der beiden Grenzwerte ($= 0,19$) gewählt. Die beiden bekannten Lastfälle werden erneut simuliert. Die Vernetzung erfolgt wieder mit einem homogenen Netz mit einer Elementgröße von 3 mm, bestehend aus Tetraedern mit einer "quadratischen Elementordnung". Das Ergebnis einer Finite-Elemente-Analyse wird grafisch dargestellt, die Verformung des Bauteils wird deutlich vergrößert gezeigt. Eine wirkliche Verformung wäre in den meisten Fällen kaum sichtbar. Die Betrachtung der vergrößerten Verformung ermöglicht dem Anwender eine Plausibilitätsprüfung, ob sich das Bauteil wie zuvor angenommen verformt. Ansys bietet auch die Möglichkeit, Spannungen nur in einem bestimmten Bereich darzustellen. Auf diese Weise lässt sich überprüfen, welche Bereiche des Bauteils höher als eine festgelegte Mindestspannung beansprucht werden. So können Ergebnisse, von denen man zunächst dachte, dass sie die zulässigen Spannungen überschreiten, doch in einem zulässigem Bereich sein. Darüber hinaus bietet der Vergleich der gemittelten Spannungen mit den ungemittelten Spannungen eine weitere Möglichkeit, die Berechnung auf ihre Plausibilität hin zu überprüfen. Die Spannungen pro Element berechnet, bei einer groben Vernetzung und großen Spannungsgradienten kann dies zu starken Schwankungen der Spannungen von Element zu Element führen. Für eine visuell aufbereitete Darstellung werden die Unterschiede zwischen den Elementen gemittelt. Wenn die Differenz zwischen

der gemittelten und der ungemittelten Spannung, d. h. der ermittelten Elementspannung, größer ist, muss davon ausgegangen werden, dass der tatsächliche Spannungsgradient nicht gut dargestellt wird. Daher kann diese Differenz als Bewertungskriterium für die Netzqualität herangezogen werden [170].

6.3.2 Rekonstruktion und Validierung der Topologieoptimierung

Die Ausgabedatei einer Topologieoptimierung in Ansys ist immer eine Datei im STL-Format. Theoretisch könnte das Bauteil ohne weitere Nachbearbeitung additiv hergestellt werden, da Software zur Erstellung einer Produktionsdatei für den additiven Fertigungsverfahren ohnehin mit diesem Austauschformat arbeitet. Die resultierende Geometrie ist sehr kantig und eignet sich in diesem Zustand aufgrund der fehlenden Klemmflächen nicht für die mechanische Nachbearbeitung, siehe Abbildung 6.2. Aus diesem Grund wird die STL-Datei in ein CAD-System importiert und dient dort als Vorlage für die spätere Konstruktion.

Der fertige Entwurf auf Basis der Vorlage aus der Topologieoptimierung wird durchgeführt, siehe Abbildung 6.3. Zusätzlich zu den Geometrien, die für die Aufnahme der Kräfte der beiden Lastfälle erforderlich sind, wurden die Endanschlusspunkte (6) sowie eine flächige Stützstruktur (7) eingefügt, damit die Befestigungspunkte später additiv gefertigt werden können. Die so entstandenen ebenen Flächen (8) können auch als Aufspanflächen für die Bearbeitung der Bohrungen für den Lastbolzen (9) und die Radbolzen (10) genutzt werden. Diese Bohrungen wurden jeweils mit einem Versatz von 1 mm im Durchmesser ausgeführt, so dass die erforderlichen Passungen nachträglich durch spanende Bearbeitung hergestellt werden können. Alle anderen Flächen, einschließlich aller Kontaktflächen, bleiben wie gebaut und werden nicht zusätzlich bearbeitet. Vor der Bearbeitung hat das Bauteil eine Masse von 276 g, nach der Bearbeitung eine von 265 g. Nach der Entwurfsphase wird eine Finite-Elemente-Analyse durchgeführt (siehe Abbil-



Abbildung 6.2: Ausgabedatei der Topologieoptimierung; importiert in Creo Parametric.

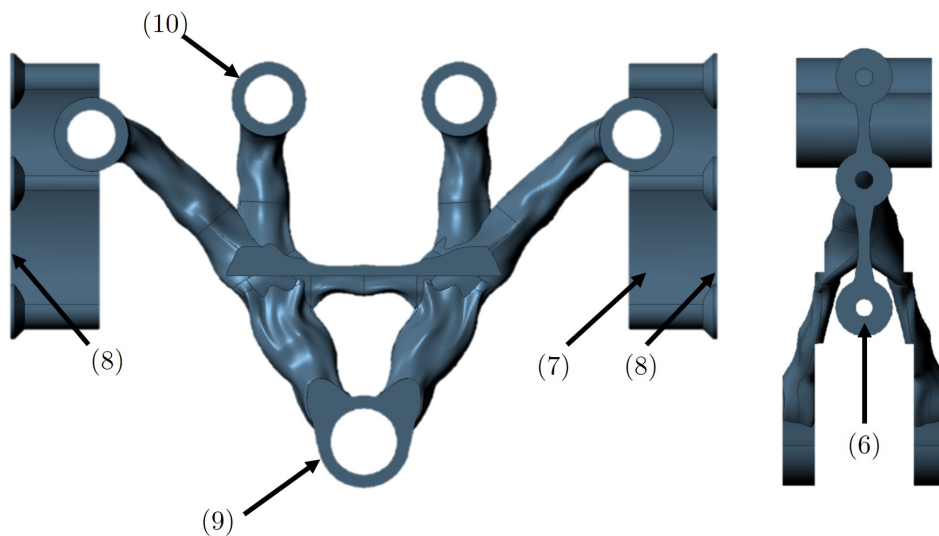


Abbildung 6.3: Konstruktion basierend auf der Topologieoptimierung; Seitenansicht (links) und Vorderansicht (rechts).

dung 6.4). Die Spannungen sind im Vergleich zur maximalen Spannung von 75 MPa, die während der Topologieoptimierung festgelegt wurde, deutlich erhöht. Aufgrund der zu hohen Spannungen kann das Bauteil nicht mit dem geforderten Sicherheitsfaktor von drei eingesetzt werden. Die Unterschiede in den Spannungen treten vor allem in

der Umgebung der Stiftlöcher auf. Im Bereich des Lastbolzens ist dies auf eine erhöhte Biegebeanspruchung der Laschen zurückzuführen. Außerdem ist der Querschnitt der Laschen um den Bolzen herum relativ klein, weshalb die Zugkraft im Querschnitt zu einer bereits hohen Spannung von 128 MPa führt. Im Rad-Bolzen-Bereich sind die Spannungen mit einem Maximum von 213 MPa in der Kerbe zwischen Arm und Bolzenauge durch den leicht exzentrisch versetzten Angriffspunkt des Armes am Bolzenauge und die daraus resultierende Biegebeanspruchung zu erklären. Der sichtbare Spalt zwischen den Verbindungspunkten mit den dazwischen liegenden Kontaktflächen und den Armen im Zugstrang lässt sich durch die andere Kontakt-Randbedingung erklären. Bei der “reibungsbefaheten“ Bedingung kommt es nun aber zu einer Relativbewegung zwischen dem Gehäuse und dem Stift. Da für die Topologieoptimierung jedoch die Kontaktrandbedingung “geklebt“ verwendet werden musste, ergibt sich eine größere Abweichung zwischen den beiden Berechnungsmodellen [170].

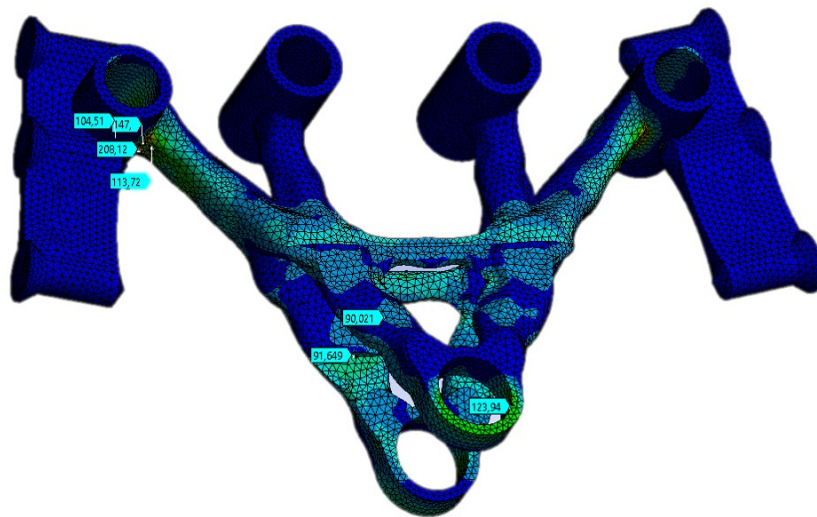


Abbildung 6.4: FEM-Simulation der Konstruktion der Topologieoptimierung; Zug-Belastung, Kontakt “reibungsbefaheten“.

Der Einfluss der Kontakt-Randbedingung ist bei einer Druckbelastung des Fahrwerks deutlich geringer als bei einer Zugbelastung, siehe Abbildung 6.5. Dies liegt daran, dass

durch den nahezu parallelen Verlauf der beiden Arme, die zu den Bolzenaugen führen, kaum eine Drehbewegung um den Bolzen stattfindet. Daher werden diese Arme hauptsächlich auf Druck und nicht auf Biegung belastet. Der Mindestsicherheitsfaktor von drei konnte bei Spannungen von maximal 90 MPa eingehalten werden.

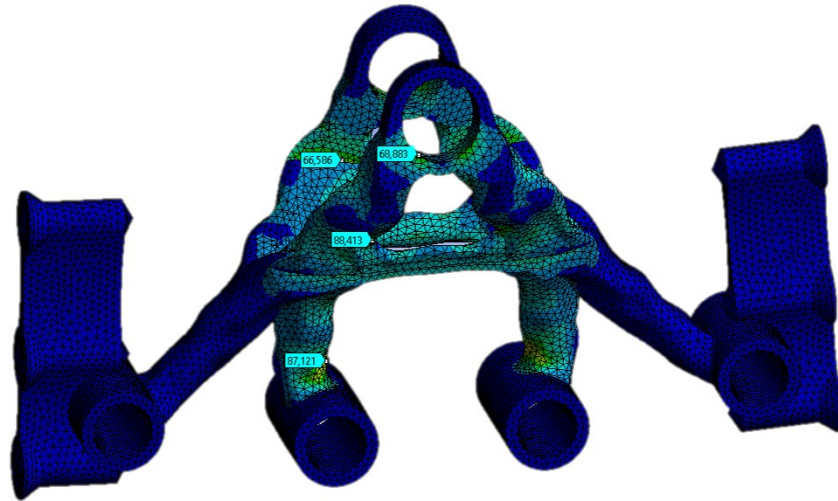


Abbildung 6.5: FEM-Simulation der Konstruktion der Topologieoptimierung; Druck-Belastung, Kontakt “reibungsbefahet“.

6.3.3 Anpassung des Entwurfs auf Grundlage der Validierungsergebnisse

Auf Grundlage der Ergebnisse der Validierung müssen Konstruktionsanpassungen vorgenommen werden (siehe Abbildung 6.6). Dies ist möglich, weil sich die Problembereiche auf einige wenige Bereiche des Bauteils konzentrieren. Die Laschen um den Lastbolzen (11) wurden im Querschnitt verstärkt. Die Breite blieb unverändert, aber die radiale Dicke wurde von 3 mm auf 5 mm erhöht. Die Arme der Zugstränge wurden in ihrem Verlauf und in ihrer Querschnittsfläche im Bereich der zuvor beschriebenen Kerbe zwischen Arm und Bolzenauge überarbeitet. Auf der linken Seite der Abbildung 6.6 ist der Arm noch in seiner bisherigen Ausführung zu sehen (12), auf der rechten Seite der Abbildung 6.6 ist er in seiner neuen Ausführung dargestellt (13). Der untere Teil des Arms ist viel mehr auf dem Stiftauge zentriert als vorher. Dadurch wird die Biegebelastung,

die früher zu den hohen Spannungen in der Kerbe führte, deutlich reduziert. Um dem durch diese Maßnahmen verursachten Mehrgewicht entgegenzuwirken, wurden die flächigen Elemente zwischen den Anschlusspunkten mit wabenförmigen Leichtbaustrukturen versehen (14). Nach Durchführung dieser Änderungen stieg die Masse des Bauteils auf 280 g vor der Bearbeitung und auf 269 g nach der Bearbeitung.

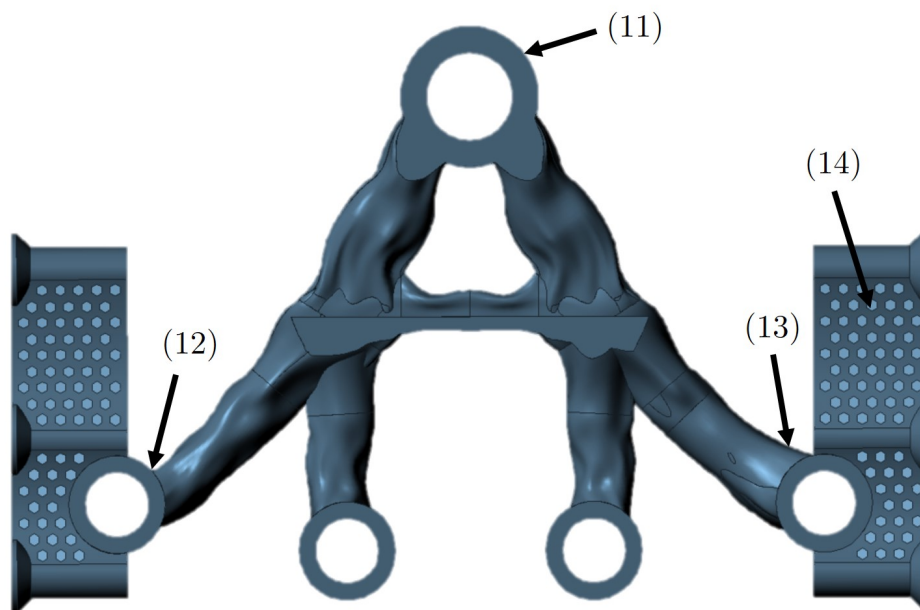


Abbildung 6.6: FEM-Simulation der Konstruktion der Topologieoptimierung; Druckbelastung, Kontakt “reibungsbehaftet“.

6.3.4 Finite-Elemente-Analyse der angepassten Konstruktion

Wie bereits zuvor muss der angepasste Entwurf mit einer Finite-Elemente-Analyse validiert werden. Sowohl die Vernetzung als auch die angewandten Lastfälle sind identisch mit der vorherigen Validierung. Im Vergleich zum Ergebnis der vorherigen Validierung des Zuglastfalls vor der Designanpassung fällt auf, dass insbesondere im Bereich der Kerbe zwischen Arm und Stiftbohrungen deutlich geringere Spannungen auftreten. Die Spannungen konnten von 213 MPa auf 71 MPa reduziert werden. Die Vergrößerung des Querschnitts, sowie der veränderte Verlauf des Armes zeigen ihre Wirkung. Die Maßnahme der Querschnittsvergrößerung der Lasche im Bereich des Lastbolzens führte ebenfalls

zu einer Reduzierung der Spannungen in diesem Bereich. Die Spannungen konnten von 123 MPa auf 92 MPa reduziert werden. Im Ergebnis sind alle Spannungen so gering, dass ein Mindestsicherheitsfaktor von drei eingehalten werden kann. Eine Finite-Elemente-Analyse wurde auch für den Fall einer Druckbelastung durchgeführt. Da die Arme im Druckstrang nicht verändert wurden, war hier keine Veränderung der Spannungen zu erwarten. Dies trat auch ein. Lediglich die Vergrößerung des Querschnitts der Lasche um den Lastbolzen wirkte sich auf die Spannungen im Bauteil aus. Hier wurden die Spannungen von 71 MPa auf etwa 59 MPa reduziert.

Kapitel 7

Zusammenfassung

Grundlage dieser Arbeit ist eine Literaturrecherche zum Thema Oberflächenbehandlung von AlSi10Mg-Bauteilen zur Verbesserung der Zeitfestigkeit. Auf dieser Basis wurden Oberflächennachbehandlungen an additiv gefertigten Proben durchgeführt und die Materialeigenschaften untersucht. Des Weiteren wurden AlSi-Legierungen mit Titanbeimengungen hergestellt und die quasistatischen und dynamischen Eigenschaften analysiert. Abschließend wird ein Anwendungsbeispiel zur additiven Fertigung betrachtet.

7.1 Zusammenfassung der Ergebnisse zu AlSi10Mg

Basierend auf den Härteergebnissen und den Erkenntnissen aus der Gefügeanalyse lassen sich folgende Schlussfolgerungen ableiten: Die lokal variierenden Abkühlraten resultieren in unterschiedlichen Gefügeausprägungen. Am deutlichsten ist dieser Effekt am “Fuße“ einer jeden Probe festzustellen. Begünstigt wird dies durch die relativ kleine wärmeübertragende Fläche der Stützstruktur und das Fehlen von benachbartem, bereits verfestigtem Material. Mit zunehmender Bauhöhe agiert das bereits aufgebaute Probenvolumen als Wärmesenke und ermöglicht den effizienteren Abtransport der Wärme über einen erweiterten Bereich. Dadurch weisen die Proben unmittelbar an die Stützstruktur

angrenzenden, unteren Bereich eine vergrößerte, transiente Zone auf, welche sich über ca. 100 μm erstreckt (Abbildung 7.1). Wird anstatt einer hochporösen Stützstruktur eine massive Anbindung vorgesehen, so entfällt diese transiente Zone. Die nachgeschaltete

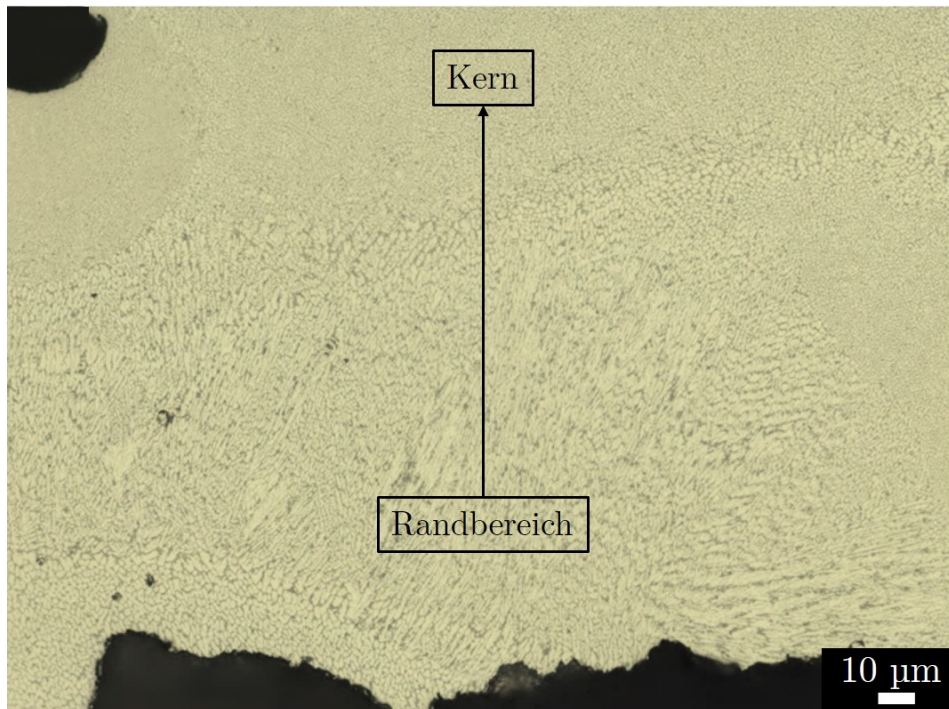


Abbildung 7.1: Detailansicht der transienten Zone; Grafik nach [31].

Wärmebehandlung erzielt eine Homogenisierung des Gefüges, eine Homogenisierung des Härteverlaufes und lässt sich durch eine Angleichung des Auslagerungszustandes erklären. Hierbei werden die Effekte der unterschiedlichen Verweilzeiten im Bauraum bei erhöhten Temperaturen und die mit dem Prozess einhergehenden Ausscheidungshärtung abgemildert. Der Prozess des pulverbettbasiertes Schmelzen mittels laserbasiertem System führt zu einem anisotropen Materialverhalten mit heterogenen Eigenschaften der hergestellten Bauteile. Für die ausscheidungshärtbare Legierung AlSi10Mg wurde gezeigt, dass diese Heterogenitäten, die auf die unterschiedlichen Aushärtungszustände zurückzuführen sind, durch eine geeignete Wärmenachbehandlung homogenisiert werden können. Darüber hinaus zeigen die vorgestellten Ergebnisse, dass die mechanischen Eigenschaften von AlSi10Mg-Proben durch die gewählte zusätzliche Wärmebehandlung gezielt eingestellt werden können.

In dieser Arbeit wurden unter anderem die mechanischen Eigenschaften von AlSi10Mg, die mittels laserbasiertem System hergestellt wurden, untersucht. Es konnte gezeigt werden, dass die Materialeigenschaften für Elastizitätsmodul, Streckgrenze und Zugfestigkeit mehr oder weniger richtungsunabhängig sind. Der Druckelastizitätsmodul zeigte die gleiche Tendenz wie der Zugelastizitätsmodul und lag zwischen 73,5 GPa und 79,8 GPa. Darüber hinaus wurde festgestellt, dass die Druckproportionalitätsgrenze und die Streckgrenze aus dem Zugversuch ähnliche Werte für die Probenorientierungen (c), (d) und (e) aufweisen, in diesen Fällen identische Richtungstendenzen und somit ein mehr oder weniger isotropes Verhalten mit Streuung in Bezug auf die Zug- und Druckeigenschaften vorweist. Die Probenorientierungen (a) und (b) zeigten höhere Werte (280 MPa und 300 MPa) der druckproportionalen Grenze im Vergleich zu den Streckgrenzen aus dem Zugversuch. Dies wurde durch den Einfluss von Fehlstellen/Porosität auf die Druckbelastung erklärt. Des Weiteren wurde u.a. die Bestimmung des Elastizitätsmoduls angestrebt, wobei ein Breiten/Längenverhältnis von 1:3 gewählt wurde, um einen einachsigen Spannungszustand zu ermöglichen. Aufgrund dieses Verhältnisses trat im Verlauf der Versuche Knicken auf, so dass die Druckfestigkeiten nicht ermittelt werden konnten. Ein weitere Versuchsreihe bilden die Torsionsversuche. Die Schermodulwerte ermittelt aus der Regressionsgeraden ähneln den mit Dehnungsmessstreifen ermittelten Werten. Die Standardabweichungen der Dehnungsmessstreifenwerte sind jedoch größer. Dieses Ergebnis deutet auf eine größere Streuung und eine größere Ungenauigkeit der Werte hin. Die Ursache könnte die ungenaue zeitliche Kopplung zwischen der Dehnung der Dehnungsmessstreifen und dem Torsionsmoment der Maschine sein. Die Abhilfe wäre eine digitale Kopplung der beiden Messquellen. Weitere Fehlerquellen könnten vorübergehende Kurzschlüsse zwischen den Dehnungsmessstreifen und der Probe oder eine örtliche Trennung der Dehnungsmessstreifen von der Probe sein. Die Probenorientierung (a) hat den größten Schermodul, die größte Torsionsfestigkeit und die größte Torsionsfließgrenze, da die Ausrichtung der Schichten für diese Art der Belastung günstiger ist. Wohl hat Probenorientierung (f) einen ähnlichen Schermodul, aber die niedrigste Torsionsfes-

tigkeit und eine niedrige Torsionsfließgrenze. Auffällig ist auch die Probenorientierung (b). Die hier verglichenen Materialeigenschaften sind auch im Verhältnis zu den anderen Bauraumorientierungen geringer. Die Korrelationsfaktoren zwischen Torsionsstreckgrenze/Dehngrenze und Torsionsfestigkeit/Zugfestigkeit zeigen einen erheblichen Unterschied zwischen den theoretischen Bedingungen. Die Anwendung klassischer Fließbedingungen auf additiv gefertigte Bauteile ist fraglich und daher ist zukünftige Forschung notwendig, um adäquate Materialgesetze für den elastisch-plastischen Bereich für additiv gefertigte Bauteile bereitzustellen.

Die Schwingfestigkeitsuntersuchungen zeigen, dass das Reduzieren von Zugspannungen bzw. Induzieren von Druckeigenstressungen durch die Nachbehandlungen zu einer Verringerung der Steigung der Wöhlerlinie führt. Die Lage der Wöhlerlinie wird durch die Eigenstressungen und die Oberflächenbeschaffenheit beeinflusst. Das Absenken der Zugspannungen bzw. das Einbringen von Druckspannungen ist durch Verfestigungsstrahlen, Schlichten und eine T5-Wärmebehandlung zu erreichen. Die Rauheit wird durch das Schlichten und das Gleitschleifen verringert und durch nachfolgende Verfestigungsstrahlbehandlungen wiederum erhöht. Zu beachten ist, dass Eigenstressungen durch höhere Lasten stärker abgebaut werden als durch niedrige Lasten.

Die Streuung wird durch höhere Intensitäten beim Verfestigungsstrahlen und eine T5-Wärmebehandlung gegenüber den geschichteten Proben verringert, ist jedoch allgemein höher als bei den unbehandelten Proben. Alle in dieser Arbeit untersuchten Nachbehandlungen führen zu einer Verschiebung der Wöhlerlinie zu höheren Lastamplituden und zu einer Verringerung der Steigung. Des Weiteren ist bei allen Nachbehandlungen eine Erhöhung der Streuung der Wöhlerlinie zu verzeichnen.

Auf Basis der Ergebnisse wird bei geringeren Lasten im Zug-Schwell-Bereich die Kombination der Nachbehandlungen Schlichten und Verfestigungsstrahlen mit einer Almenintensität von 21,5 Almen empfohlen. Bei höheren Lasten wird die Nachbehandlungskombination aus Schlichten, T5-Wärmebehandlung und Verfestigungsstrahlen mit einer Almenintensität von 16,5 Almen empfohlen. Die Behandlungskombination Schlichten und

Verfestigungsstrahlen mit einer Almenintensität von 16,5 Almen und die Behandlungskombination Schlichten und Gleitschleifen werden aufgrund der hohen Streuungen nicht empfohlen.

7.2 Zusammenfassung zu AlSi8 - AlSi16

Im Rahmen der Werkstoffentwicklung bzw. -optimierung wurde in dieser Arbeit als Grundlage die AlSi-Legierungen, die die üblichen Legierungselemente Mg, Cu, Mn, Na und Sr ausschließen, verwendet. Pulver aus diesen Legierungen wurden rheologisch untersucht, um ihre Eignung auf das pulverbettbasiertes Schmelzen mittels laserbasiertem System zu prüfen. Außerdem wurde der Einfluss des Siliziumgehalts auf die Festigkeitseigenschaften ermittelt. Aus den Ergebnissen können folgende Schlussfolgerungen gezogen werden:

- Der Ausschluss der Legierungselemente Mg, Cu, Mn, Na und Sr hat keinen negativen Einfluss auf die Fließfähigkeit der Pulverchargen und daher sind solche Pulver für das selektive Laserschmelzen geeignet.
- Härtmessungen senkrecht und parallel zu den Schichten ergaben keine signifikanten Unterschiede, was eine direkte Folge des homogenen Gefüges zu sein scheint.
- Es wurde festgestellt, dass eine Erhöhung des Siliziumgehalts die Festigkeitseigenschaften erheblich beeinflusst. AlSi16 hat beispielsweise eine Zugfestigkeit von 411 MPa und eine Bruchdehnung von 6,2%.
- Auch die Bruchdehnung wurde durch den Siliziumgehalt beeinflusst. Die Bruchdehnung nahm von AlSi8 bis AlSi14 kontinuierlich ab. Bei AlSi16 konnte ein Anstieg der Duktilität beobachtet werden.

Die Zugabe von Partikeln zu AlSi-Legierungen hat sich als praktikable Möglichkeit zur Verbesserung ihrer Zug- und Ermüdungseigenschaften erwiesen. Mikrometer große Partikel härten diese Werkstoffe erheblich, was insbesondere für μm große TiC-Partikel gilt.

Leider zeigten diese Partikel Unverträglichkeiten mit dem PBF-LB-Verfahren, da sie den Wärmefluss im Pulver behinderten. Dies führte zur Entstehung von großen Fehlstellen im Millimeterbereich. Nanometergroße TiC-Partikel zeigen eine geringere Härtungswirkung, da sie Agglomerationen bilden. Dies ist eine Folge ihrer geringen Größe und ihrer Exposition gegenüber dem Marangoni-Fluss und der statischen Aufladung während des PBF-LB-Prozesses. Daher wird die Vermahlung von Pulvern aus diesen Materialien vorgeschlagen. Eine Partikelbeimengung von TiB₂ in μm Größe führte zu keinem dieser Defekte. In Kombination mit AlSi16 zeigte es Vorteile im Vergleich zu herkömmlichen Werkstoffen aufgrund seiner höheren Streckgrenze (299 MPa), Zugfestigkeit (445 MPa), seines Elastizitätsmoduls (88,6 GPa), seiner Dichte und seiner zyklischen Eigenschaften.

7.3 Zusammenfassung - Anwendungsbeispiel

Im Rahmen des Anwendungsbeispiels zur additiven Fertigung wurde zunächst der Bauraum, d. h. der maximal mögliche Bauraum für das Fahrwerks-Gehäuse, ermittelt und ausgelegt. Die Topologieoptimierung wurde unter Berücksichtigung der beiden Lastfälle "Zug" und "Druck" in Form einer dichtebasierten Topologieoptimierung unter Verwendung der festen isotropen Mikrostruktur mit Penalisierungsmethode durchgeführt. Um mit dem Optimierungsziel der maximalen Spannung zu optimieren, mussten einige Vereinfachungen bei den Randbedingungen vorgenommen werden. In der aktuellen Version "2019 R3" unterstützt Ansys nicht die Berücksichtigung von nichtlinearen Kontakten, wie z. B. Reibungskontakten, bei der Optimierung der Spannung. Daher musste bei der Topologieoptimierung vom eigentlichen Plan abgewichen und die Kontakt-Randbedingung "geklebt" zwischen Gehäuse und Stiften gewählt werden. Nach der Auslegung gemäß dem Ergebnis der Topologieoptimierung wurde eine Validierung mittels einer erneuten Finite-Elemente-Analyse durchgeführt, bei der dann die korrekten Kontaktrandbedingungen angewendet werden konnten. Dabei zeigten sich deutlich überhöhte Bauteilspannungen von bis zu 210 MPa, was etwa dem Dreifachen der zuvor für die Optimierung der Struktur

festgelegten Spannung entspricht. Diese erhebliche Diskrepanz zeigte, wie wichtig es ist, die Kontaktrandbedingungen bei der Topologieoptimierung korrekt zu berücksichtigen und zu definieren. Abhilfe wurde im vorliegenden Fall dadurch geschaffen, dass die überbeanspruchten Bereiche des Bauteils im Entwurf nochmals gezielt angepasst wurden. Eine erneute Überprüfung dieser Anpassung mit Hilfe von Finite-Elemente-Analysen zeigte die erfolgreiche Einhaltung der vorgegebenen Maximalspannung von 100 MPa in beiden Lastfällen sowie eine relativ homogene Spannungsverteilung.

Anhang A

Berechnung der Wöhlerlinien nach DIN 50100:2016-12

Logarithmierte Gleichung der Zeitfestigkeitsgeraden:

$$\log N = \log C - k \times \log L_a \quad (\text{A.1})$$

Substituiert durch:

$$\begin{aligned} y &= a_0 + a_1 \times x \\ y &= \log N \\ a_0 &= \log C \\ a_1 &= -k \\ x &= \log L_a \\ a_1 &= \frac{n \times \sum(x \times y) - \sum x \times \sum y}{n \times \sum(x^2) - (\sum x)^2} \\ a_0 &= \frac{1}{n} (\sum y - a_1 \times \sum x) \end{aligned} \quad (\text{A.2})$$

Neigung der Zeitfestigkeitsgerade:

$$k = -a_1 \quad (\text{A.3})$$

Lageparameter C der Zeitfestigkeitsgerade:

$$C = 10^{a_0} \quad (\text{A.4})$$

Versuchsergebnisse verschoben auf den fiktiven Lasthorizont:

$$\begin{aligned} N_{i,\text{fiktiv}} &= N_i \times \left(\frac{L_{a,\text{fiktiv}}}{L_{a,i}} \right)^{-k} \\ \log N_{50\%,\text{fiktiv}} &= \frac{1}{n} \sum \log N_{i,\text{fiktiv}} \end{aligned} \quad (\text{A.5})$$

Standardabweichung der Grundgesamtheit:

$$S_{\log N} = \sqrt{\frac{1}{n-2} \sum (\log N_{i,\text{fiktiv}} - \log N_{50\%,\text{fiktiv}})^2} \quad (\text{A.6})$$

Korrigierte Standardabweichung:

$$S_{\log N,\text{korr}} = S_{\log N} \times \frac{n-1,74}{n-2} \quad (\text{A.7})$$

Streuspanne:

$$T_N = 10^{2,564 \times S_{\log N,\text{korr}}} \quad (\text{A.8})$$

Grenzwahrscheinlichkeiten der Zeitfestigkeitsgerade:

$$N_{50\%,1/2} = C \times L_a^{-k} \quad (\text{A.9})$$

Quantil u zur Berechnung unterschiedlicher Ausfallwahrscheinlichkeiten unter Annahme einer log-Normalverteilung:

$$\begin{aligned} u_{10\%} &= -1,282 \\ u_{90\%} &= 1,282 \end{aligned} \tag{A.10}$$

Grenzwahrscheinlichkeiten für die Zeitfestigkeitsgerade für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 10 %:

$$\begin{aligned} N_{10\%,\text{fiktiv}} &= 10^{\log N_{50\%,\text{fiktiv}} + u_{10\%} \times S_{\log N, \text{korr}}} \\ N_{10\%,1/2} &= N_{10\%,\text{fiktiv}} \times \left(\frac{L_a}{L_{a,\text{fiktiv}}} \right)^{-k} \end{aligned} \tag{A.11}$$

Grenzwahrscheinlichkeiten für die Zeitfestigkeitsgerade für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 90 %:

$$\begin{aligned} N_{90\%,\text{fiktiv}} &= 10^{\log N_{50\%,\text{fiktiv}} + u_{90\%} \times S_{\log N, \text{korr}}} \\ N_{90\%,1/2} &= N_{90\%,\text{fiktiv}} \times \left(\frac{L_a}{L_{a,\text{fiktiv}}} \right)^{-k} \end{aligned} \tag{A.12}$$

Abbruchkriterium der einzelnen Probenreihen bei definiertem Lastniveau

In der nachfolgenden Tabelle sind die Abbruch-Schwingspielzahlen für die zweite Eigenspannungsmessungen aufgelistet. Das Abbruchkriterium ist erreicht, wenn 10 % der maximal möglichen Schwingspielzahlen erreicht wurde.

Tabelle A.1: Abbruch-Schwingspielzahlen: Schwingspielzahl bei gegebenen Lastniveaus.

Probenreihe	Lastniveau [MPa]	Schwingspielzahl
P.1	50	203407
	60	103660
	70	203407
P.2	80	248831
	85	46778
	90	9675
P.3	70	140725
	80	84499
	90	53884
P.4	70	319745
	80	149931
	90	76872
P.5	80	95955
	90	27814
	95	15754
P.6	80	901747
	90	124692
	95	50282
P.7	80	483257
	90	116508
	95	60639
P.8	85	47989
	90	47989
	95	47989

Bruchursache der Probenreihen P.1 - P.8

Nachfolgend sind die Bruchursachen der einzelnen Probenreihen aufgelistet.

Tabelle A.2: Bruchursache der Probenreihen P.1 - P.8.

Probenreihe	Probe	Bruchursache	Bemerkungen
P.1	a	Oberflächliche Materialfehlstelle	Viele kleine Rissursprünge am Umfang
	b	Oberflächliche Materialfehlstelle	Viele kleine Rissursprünge am Umfang
	c	Oberflächenbeschaffenheit	Viele kleine Rissursprünge am Umfang
	d	Oberflächliche Materialfehlstelle	Viele kleine Rissursprünge am Umfang
	e	Oberflächenbeschaffenheit	Viele kleine Rissursprünge am Umfang
P.1	f	Oberflächliche Materialfehlstelle	Viele kleine Rissursprünge am Umfang
	g	Oberflächenbeschaffenheit	Viele kleine Rissursprünge am Umfang
	h	Oberflächenbeschaffenheit	Viele kleine Rissursprünge am Umfang
	i	Oberflächliche Materialfehlstelle	Viele kleine Rissursprünge

Fortsetzung auf der nächsten Seite

Bruchursache der Probenreihen P.1 - P.8.

Probenreihe	Probe	Bruchursache	Bemerkungen
			am Umfang
P.2	a	Oberflächennahe Gaspore & oberflächliche Materialfehlstelle	Viele oberflächennahe Gasporen
	b	Oberflächliche Pore	Viele oberflächennahe Gasporen
	c	Oberflächennahe Pore	Viele oberflächennahe Gasporen
	d	Oberflächennahe Pore	Viele oberflächennahe Gasporen
	e	Oberflächliche Pore	Viele oberflächennahe Gasporen
	f	Oberflächenbeschaffenheit	Viele oberflächennahe Gasporen
P.2	g		Durchläufer
	h	Pore im Inneren	Keine Rissursprünge an der Oberfläche
	i	Oberflächliche Pore	Viele oberflächennahe Gasporen
P.3	a	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	b	Oberflächliche Materialfehlstelle	

Fortsetzung auf der nächsten Seite

 Bruchursache der Probenreihen P.1 - P.8.

Probenreihe	Probe	Bruchursache	Bemerkungen
	c	Oberflächennahe Pore	
	d	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	e	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	f	Oberflächennahe Pore	
	g	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	h	Oberflächennahe Pore	
	i	Oberflächliche Pore	
P.4	a	Oberflächennahe Pore	
	b	Oberflächliche Gaspore	
	c	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	d	Oberflächliche Gaspore	
	e	Oberflächennahe Pore	
	f	Oberflächliche Pore	
P.4	g	Oberflächliche Pore	
	h	Oberflächliche & oberflächennahe Poren	
	i	Oberflächennahe Gaspore	
P.5	a	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	b	Oberflächennahe Gaspore	Gaspore eingedrückt
	c	Oberflächennahe Gaspore	Gaspore eingedrückt

 Fortsetzung auf der nächsten Seite

Bruchursache der Probenreihen P.1 - P.8.

Probenreihe	Probe	Bruchursache	Bemerkungen
	d	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	e	Oberflächennahe Pore	Große Pore (500 µm)
	f	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	g	Oberflächenbeschaffenheit & Oberflächliche Materialfehlstelle	Kleine Materialfehlstellen (40 µm)
	h	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	i	Oberflächliche Pore	
P.6	a		Durchläufer
	b	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	c	Oberflächenbeschaffenheit	
	d	Oberflächliche Materialfehlstelle	Partikel mit höherer Dichte an der Oberfläche
	e	Oberflächliche Materialfehlstelle	
P.6	f	Oberflächenbeschaffenheit	
	g	Oberflächenbeschaffenheit	
	h	Oberflächenbeschaffenheit	
	i	Oberflächenbeschaffenheit	
P.7	a		Durchläufer
	b	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	c	Oberflächliche Materialfehlstelle	

Fortsetzung auf der nächsten Seite

Bruchursache der Probenreihen P.1 - P.8.

Probenreihe	Probe	Bruchursache	Bemerkungen
	d	Oberflächenbeschaffenheit	
	e	Oberflächennahe Pore	
	f	Oberflächennahe Pore	
	g	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	h	Oberflächennahe Gaspore	
	i		Durchläufer
P.8	a	Oberflächliche Pore	Durch Gleitschleifen geöffnet
	b	Material geringerer Dichte	
	c	Material geringerer Dichte	
	d	Oberflächliche Pore	Durch Gleitschleifen geöffnet
	e	Material geringerer Dichte	
	f	Oberflächliche Materialfehlstelle	
	g	Oberflächliche Pore	Durch Gleitschleifen geöffnet
P.8	h	Oberflächliche Pore	Durch Gleitschleifen geöffnet
	i	Oberflächliche Materialfehlstelle	

Literaturverzeichnis

- [1] T. Vilaro, S. Abed, and W. Knapp. Direct manufacturing of technical parts using selective laser melting: example of automotive application. In *Proc. of 12th European Forum on Rapid Prototyping*, volume 2, 2008.
- [2] L. Hitzler, M. Merkel, W. Hall, and A. Öchsner. A Review of Metal Fabricated with Laser- and Powder-Bed Based Additive Manufacturing Techniques: Process, Nomenclature, Materials, Achievable Properties, and its Utilization in the Medical Sector. *Advanced Engineering Materials*, 20(5), 2018. doi: 10.1002/adem.201700658.
- [3] K. Kempen, L. Thijs, J. Van Humbeeck, and J.-P. Kruth. Mechanical properties of AlSi10Mg produced by selective laser melting. *Physics Procedia*, 39:439–446, 2012.
- [4] J. Wu, X. Q. Wang, W. Wang, M. M. Attallah, and M. H. Loretto. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg. *Acta Materialia*, 117:311–320, 2016. doi: 10.1016/j.actamat.2016.07.012.
- [5] L. Hitzler, E. Sert, E. Schuch, A. Öchsner, M. Merkel, B. Heine, and E. Werner. Fracture toughness of L-PBF fabricated aluminium-silicon: a quantitative study on the role of crack growth direction with respect to layering. *Progress in Additive Manufacturing*, 2020. doi: 10.1007/s40964-020-00113-x.

-
- [6] S. R. Ch, A. Raja, R. Jayaganthan, N. J. Vasa, and M. Raghunandan. Study on the fatigue behaviour of selective laser melted AlSi10Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 781, 2020. doi: 10.1016/j.msea.2020.139180.
- [7] N. T. Aboulkhair, N. M. Everitt, I. Ashcroft, and C. Tuck. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 1-4: 77–86, 2014. doi: 10.1016/j.addma.2014.08.001.
- [8] M. Tang, P. C. Pistorius, S. Narra, and J. L. Beuth. Rapid Solidification: Selective Laser Melting of AlSi10Mg. *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 68(3):960–966, 2016. doi: 10.1007/s11837-015-1763-3.
- [9] A. Yadollahi and N. Shamsaei. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities. *International Journal of Fatigue*, 98:14–31, 2017. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001.
- [10] B. J. Mfusi, N. R. Mathe, L. C. Tshabalala, and P. AI. Popoola. The Effect of Stress Relief on the Mechanical and Fatigue Properties of Additively Manufactured AlSi10Mg Parts. *Metals*, 9(11), 2019. doi: 10.3390/met9111216.
- [11] M. H. Nasab, D. Gastaldi, N. F. Lecis, and M. Vedani. On morphological surface features of the parts printed by selective laser melting (SLM). *Additive Manufacturing*, 24:373–377, 2018. doi: 10.1016/j.addma.2018.10.011.
- [12] S. Rahmati and E. Vahabli. Evaluation of analytical modeling for improvement of surface roughness of FDM test part using measurement results. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 79(5-8):823–829, 2015. doi: 10.1007/s00170-015-6879-7.
- [13] K. Kempen, L. Thijs, E. Yasa, M. Badrossamay, and J.-P. Kruth. Process Optimization and Microstructural Analysis for Selective Laser Melting of AlSi10Mg. In *International Solid Freeform Fabrication Symposium*, pages 484–495, 2011.

-
- [14] A. D. Brandao, J. Gumpinger, M. Gschweitl, C. Seyfert, P. Hofbauer, and T. Ghidini. Fatigue Properties Of Additively Manufactured AlSi10Mg - Surface Treatment Effect. *Procedia Structural Integrity*, 7:58–66, 2017. doi: 10.1016/j.prostr.2017.11.061.
- [15] J. Damon, S. Dietrich, F. Vollert, J. Gibmeier, and V. Schulze. Process dependent porosity and the influence of shot peening on porosity morphology regarding selective laser melted AlSi10Mg parts. *Additive Manufacturing*, 20:77–89, 2018. doi: 10.1016/j.addma.2018.01.001.
- [16] F. Scherillo. Chemical surface finishing of AlSi10Mg components made by additive manufacturing. *Manufacturing Letters*, 19:5–9, 2019. doi: 10.1016/j.mfglet.2018.12.002.
- [17] S. Romano, L. Patriarca, S. Foletti, and S. Beretta. LCF behaviour and a comprehensive life prediction model for AlSi10Mg obtained by SLM. *International Journal of Fatigue*, 117:47–62, 2018. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.07.030.
- [18] N. T. Aboulkhair, I. Maskery, C. Tuck, I. Ashcroft, and N. M. Everitt. Improving the fatigue behaviour of a selectively laser melted aluminium alloy: Influence of heat treatment and surface quality. *Materials & Design*, 104:174–182, 2016. doi: 10.1016/j.matdes.2016.05.041.
- [19] N. E. Uzan, R. Shneck, O. Yeheskel, and N. Frage. Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM). *Materials Science and Engineering: A*, 704:229–237, 2017. doi: 10.1016/j.msea.2017.08.027.
- [20] S. Bagherifard, N. Beretta, S. Monti, M. Riccio, M. Bandini, and M. Guagliano. On the fatigue strength enhancement of additive manufactured AlSi10Mg parts by mechanical and thermal post-processing. *Materials & Design*, 145:28–41, 2018. doi: 10.1016/j.matdes.2018.02.055.

- [21] X. Yu and L. Wang. T6 heat-treated AlSi10Mg alloys additive-manufactured by selective laser melting. *Procedia Manufacturing*, 15:1701–1707, 2018. doi: 10.1016/j.promfg.2018.07.265.
- [22] W. E. Frazier. Metal Additive Manufacturing: A Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(6):1917–1928, 2014. doi: 10.1007/s11665-014-0958-z.
- [23] A. M. Beese and B. E. Carroll. Review of Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Made by Laser-Based Additive Manufacturing Using Powder Feedstock. *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 68:724–734, 2015. doi: 10.1007/s11837-015-1759-z.
- [24] E. Sert, A. Öchsner, L. Hitzler, E. Werner, and M. Merkel. *Additive Manufacturing: A Review of the Influence of Building Orientation and Post Heat Treatment on the Mechanical Properties of Aluminium Alloys*, book section Chapter 14, pages 349–366. Advanced Structured Materials. Springer International Publishing, Cham, 2019. doi: 10.1007/978-3-030-30355-6-14.
- [25] H. Bikas, P. Stavropoulos, and G. Chryssolouris. Additive manufacturing methods and modelling approaches: a critical review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 83(1-4):389–405, 2015. doi: 10.1007/s00170-015-7576-2.
- [26] S. Singh, S. Ramakrishna, and R. Singh. Material issues in additive manufacturing: A review. *Journal of Manufacturing Processes*, 25:185–200, 2017. doi: 10.1016/j.jmapro.2016.11.006.
- [27] J. J. Lewandowski and M. Seifi. Metal Additive Manufacturing: A Review of Mechanical Properties. *Annual Review of Materials Research*, 46(1):151–186, 2016. doi: 10.1146/annurev-matsci-070115-032024.

-
- [28] K. V. Wong and A. Hernandez. A Review of Additive Manufacturing. *ISRN Mechanical Engineering*, 2012:1–10, 2012. doi: 10.5402/2012/208760.
- [29] X. Gong, T. Anderson, and K. Chou. Review on powder-based electron beam additive manufacturing technology. *Manufacturing Review*, 1:1–12, 2014. doi: 10.1051/mfreview/2014001.
- [30] VDI-Richtlinie. Additive Fertigungsverfahren Grundlagen, Begriffe, Verfahrensbeschreibungen, 3405, 2014.
- [31] E. Sert, L. Hitzler, B. Heine, M. Merkel, E. Werner, and A. Öchsner. Influence of the Heat Treatment on the Microstructure and Hardness of Additively Manufactured AlSi10Mg Samples. *Practical Metallography*, 56(2):91–105, 2019. doi: 10.3139/147.110560.
- [32] D. Dai and D. Gu. Tailoring surface quality through mass and momentum transfer modeling using a volume of fluid method in selective laser melting of TiC/AlSi10Mg powder. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 88:95–107, 2015. doi: 10.1016/j.ijmachtools.2014.09.010.
- [33] L. Hitzler, C. Janousch, J. Schanz, M. Merkel, F. Mack, and A. Öchsner. Non-destructive evaluation of AlSi10Mg prismatic samples generated by Selective Laser Melting: Influence of manufacturing conditions. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 47(5-6):564–581, 2016. doi: 10.1002/mawe.201600532.
- [34] A. B. Spierings, N. Herres, and G. Levy. Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts. *Rapid Prototyping Journal*, 17(3):195–202, 2011. doi: 10.1108/13552541111124770.
- [35] J. A. Cherry, H. M. Davies, S. Mehmood, N. P. Lavery, S. G. R. Brown, and J. Sienz. Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting.

- The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 76(5-8):869–879, 2014. doi: 10.1007/s00170-014-6297-2.
- [36] K. G. Prashanth and J. Eckert. Formation of metastable cellular microstructures in selective laser melted alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 707:27–34, 2017. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.209>.
- [37] L. Hitzler, C. Janousch, J. Schanz, M. Merkel, B. Heine, F. Mack, W. Hall, and A. Öchsner. Direction and location dependency of selective laser melted AlSi10Mg specimens. *Journal of Materials Processing Technology*, 243:48–61, 2017. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.11.029.
- [38] S. Hafenstein and E. Werner. Pressure dependence of age-hardenability of aluminum cast alloys and coarsening of precipitates during hot isostatic pressing. *Materials Science and Engineering: A*, 757:62–69, 2019. doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.077>.
- [39] B. Buchmayr, G. Panzl, A. Walzl, and C. Wallis. Laser Powder Bed Fusion - Materials Issues and Optimized Processing Parameters for Tool steels, AlSiMg- and CuCrZr-Alloys. *Advanced Engineering Materials*, 19(4):n/a, 2017. doi: 10.1002/adem.201600667.
- [40] N. Read, W. Wang, K. Essa, and M. M. Attallah. Selective laser melting of Al-Si10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development. *Materials & Design*, 65:417–424, 2015. doi: 10.1016/j.matdes.2014.09.044.
- [41] E. Sert, L. Hitzler, M. Merkel, and A. Öchsner. Entwicklung von topologieoptimierten Adapterelementen für die Fertigung mittels additiver Verfahren: Vereinigung von rein elektrischem Antriebsstrang mit konventionellem Chassis. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 49(5):674–682, 2018. doi: 10.1002/mawe.201700274.

- [42] L. Hitzler, A. Charles, and A. Öchsner. The Influence of Post-Heat-Treatments on the Tensile Strength and Surface Hardness of Selective Laser Melted AlSi10Mg. *Defect and Diffusion Forum*, 370:171–176, 2016. doi: 10.4028/www.scientific.net/DDF.370.171.
- [43] D. Buchbinder, W. Meiners, K. Wissenbach, K. Müller-Lohmeier, E. Brandl, and N. Skrynecki. Rapid manufacturing of aluminium parts for serial production via Selective Laser Melting (SLM). In *4th International Conference on Rapid Manufacturing*, pages 1–15, 2009.
- [44] N. T. Aboulkhair, I. Maskery, C. Tuck, I. Ashcroft, and N. M. Everitt. The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 667:139–146, 2016. doi: 10.1016/j.msea.2016.04.092.
- [45] D. Buchbinder, W. Meiners, K. Wissenbach, and R. Poprawe. Selective laser melting of aluminum die-cast alloy - Correlations between process parameters, solidification conditions, and resulting mechanical properties. *Journal of Laser Applications*, 27(S2):1–6, 2015. doi: 10.2351/1.4906389.
- [46] M. L. Montero-Sistiaga, R. Mertens, B. Vrancken, X. Wang, B. Van Hooreweder, J.-P. Kruth, and J. Van Humbeeck. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 238:437–445, 2016. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003.
- [47] A. Aversa, M. Lorusso, F. Trevisan, E. Ambrosio, F. Calignano, D. Manfredi, S. Biamino, P. Fino, M. Lombardi, and M. Pavese. Effect of Process and Post-Process Conditions on the Mechanical Properties of an A357 Alloy Produced via Laser Powder Bed Fusion. *Metals*, 7:68, 2017. doi: 10.3390/met7020068.
- [48] R. Rashid, S. H. Masood, D. Ruan, S. Palanisamy, R. A. Rahman Rashid, J. Elambasseril, and M. Brandt. Effect of energy per layer on the anisotropy of selective

- laser melted AlSi12 aluminium alloy. *Additive Manufacturing*, 22:426–439, 2018. doi: 10.1016/j.addma.2018.05.040.
- [49] C. Zhang, H. Zhu, H. Liao, Y. Cheng, Z. Hu, and X. Zeng. Effect of heat treatments on fatigue property of selective laser melting AlSi10Mg. *International Journal of Fatigue*, 116:513–522, 2018. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.07.016.
- [50] L. Wang, J. Sun, X. Zhu, L. Cheng, Y. Shi, L. Guo, and B. Yan. Effects of T2 Heat Treatment on Microstructure and Properties of the Selective Laser Melted Aluminium Alloy Samples. *Materials (Basel)*, 11(1), 2018. doi: 10.3390/ma11010066.
- [51] L. F. Wang, J. Sun, X. L. Yu, Y. Shi, X. G. Zhu, L. Y. Cheng, H. H. Liang, B. Yan, and L. J. Guo. Enhancement in mechanical properties of selectively laser-melted AlSi10Mg aluminum alloys by T6-like heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2018. doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.103>.
- [52] D. Dai, D. Gu, H. Zhang, J. Zhang, Y. Du, T. Zhao, C. Hong, A. Gasser, and R. Poprawe. Heat-induced molten pool boundary softening behavior and its effect on tensile properties of laser additive manufactured aluminum alloy. *Vacuum*, 154: 341–350, 2018. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.05.030.
- [53] P. Wang, C. Gammer, F. Brenne, K. G. Prashanth, R. G. Mendes, M. H. Rummeli, T. Gemming, J. Eckert, and S. Scudino. Microstructure and mechanical properties of a heat-treatable Al-3.5Cu-1.5Mg-1Si alloy produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 711:562–570, 2018. doi: 10.1016/j.msea.2017.11.063.
- [54] VDI-Richtlinie. Additive Fertigungsverfahren Laser-Strahlschmelzen metallischer Bauteile Materialkenndatenblatt Aluminiumlegierung AlSi10Mg, 3405, Blatt 2.1, 2017.

- [55] D. Buchbinder. *Selective Laser Melting von Aluminiumgusslegierungen*. Dissertation, 2013.
- [56] E. Sert, E. Schuch, A. Öchsner, L. Hitzler, E. Werner, and M. Merkel. Tensile strength performance with determination of the Poissons ratio of additively manufactured AlSi10Mg samples. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 50(5): 539–545, 2019. doi: 10.1002/mawe.201800233.
- [57] J. Zhao, M. Easton, M. Qian, M. Leary, and M. Brandt. Effect of building direction on porosity and fatigue life of selective laser melted AlSi12Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 729:76–85, 2018. doi: 10.1016/j.msea.2018.05.040.
- [58] W. Reschetnik, J. P. Brüggemann, M. E. Aydinöz, O. Grydin, K. P. Hoyer, G. Kullmer, and H. A. Richard. Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed EN AW-7075 aluminium alloy. *Procedia Structural Integrity*, 2:3040–3048, 2016. doi: 10.1016/j.prostr.2016.06.380.
- [59] C. Qiu, N. J. E. Adkins, and M. M. Attallah. Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering: A*, 578:230–239, 2013. doi: 10.1016/j.msea.2013.04.099.
- [60] W. Shifeng, L. Shuai, W. Qingsong, C. Yan, Z. Sheng, and S. Yusheng. Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(11):2660–2667, 2014. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.06.002.
- [61] M. Cloots, K. Kunze, P. J. Uggowitzer, and K. Wegener. Microstructural characteristics of the nickel-based alloy IN738LC and the cobalt-based alloy Mar-M509 produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 658: 68–76, 2016. doi: 10.1016/j.msea.2016.01.058.

- [62] N. T. Aboulkhair, A. Stephens, I. Maskery, C. Tuck, I. Ashcroft, and N. M. Everitt. Mechanical Properties of Selective Laser Melted AlSi10Mg: Nano, Micro, and Macro Properties. In *International Solid Freeform Fabrication Symposium*, pages 1026–1035, 2015.
- [63] M. Tang and P. C. Pistorius. Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. *International Journal of Fatigue*, 94:192–201, 2017. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.06.002.
- [64] L. Hitzler, J. Hirsch, M. Merkel, W. Hall, and A. Öchsner. Position dependent surface quality in Selective Laser Melting. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 48(5):327–334, 2017. doi: 10.1002/mawe.201600742.
- [65] J. N. D. Ngnenkou, Y. Nadot, G. Henaff, J. Nicolai, and L. Ridosz. Influence of defect size on the fatigue resistance of AlSi10Mg alloy elaborated by selective laser melting (SLM). *Procedia Structural Integrity*, 7:75–83, 2017. doi: 10.1016/j.prostr.2017.11.063.
- [66] F. Ostermann. *Anwendungstechnologie Aluminium*. Springer Vieweg Berlin, Heidelberg, 2014. doi: 10.1007/978-3-662-43807-7.
- [67] U. Tradowsky, J. White, R. M. Ward, N. Read, W. Reimers, and M. M. Attallah. Selective laser melting of AlSi10Mg: Influence of post-processing on the microstructural and tensile properties development. *Materials & Design*, 105:212–222, 2016. doi: 10.1016/j.matdes.2016.05.066.
- [68] S. Hafenstein. *Heißisostatisches Pressen von Aluminiumgusslegierungen mit integrierter Wärmebehandlung*. Springer Fachmedien Wiesbaden, 2019. doi: 10.1007/978-3-658-25600-5.

- [69] W. Schneller, M. Leitner, S. Springer, F. Grün, and M. Taschauer. Effect of HIP treatment on microstructure and fatigue strength of selectively laser melted Al-Si10Mg. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 3(1):16, 2019.
- [70] L. Hitzler, S. Hafenstein, F. Mendez Martin, H. Clemens, E. Sert, A. Öchsner, M. Merkel, and E. Werner. Heat Treatments and Critical Quenching Rates in Additively Manufactured Al-Si-Mg Alloys. *Materials*, 13(3), 2020. doi: 10.3390/ma13030720.
- [71] T. Ming. *Inclusions, Porosity, and Fatigue of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting*. Dissertation, 2017.
- [72] N. T. Aboulkhair. *Additive manufacture of an aluminium alloy: processing, microstructure, and mechanical properties*. Dissertation, 2016.
- [73] S. Heilgeist, B. Heine, M. Merkel, L. Hitzler, Z. Javanbakht, and A. Öchsner. The influence of post-heat treatments on the tensile strength and surface hardness of selectively laser-melted AlSi10Mg. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 50(5):546–552, 2019. doi: 10.1002/mawe.201800236.
- [74] X. P. Li, G. Ji, Z. Chen, A. Addad, Y. Wu, H. W. Wang, J. Vleugels, J. Van Humbeeck, and J. P. Kruth. Selective laser melting of nano-TiB₂ decorated AlSi10Mg alloy with high fracture strength and ductility. *Acta Materialia*, 129:183–193, 2017. doi: 10.1016/j.actamat.2017.02.062.
- [75] A. Iturrioz, E. Gil, M. M. Petite, F. Garciandia, A. M. Mancisidor, and M. San Sebastian. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: influence of heat treatment condition on mechanical properties and microstructure. *Welding in the World*, 62(4):885–892, 2018. doi: 10.1007/s40194-018-0592-8.

- [76] F. Lv, L. Shen, H. Liang, D. Xie, C. Wang, and Z. Tian. Mechanical properties of AlSi10Mg alloy fabricated by laser melting deposition and improvements via heat treatment. *Optik*, 179:8–18, 2019.
- [77] GDA Gesamterband der Aluminiumindustrie e.V. Wärmebehandlung von Aluminiumlegierungen. *Sektor GmbH, Düsseldorf*, 2007.
- [78] I. Rosenthal, R. Shneck, and A. Stern. Heat treatment effect on the mechanical properties and fracture mechanism in AlSi10Mg fabricated by additive manufacturing selective laser melting process. *Materials Science and Engineering: A*, 729: 310–322, 2018. doi: 10.1016/j.msea.2018.05.074.
- [79] N. Takata, H. Kodaira, K. Sekizawa, A. Suzuki, and M. Kobashi. Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 704:218–228, 2017. doi: 10.1016/j.msea.2017.08.029.
- [80] T. Ludian, M. Wollmann, and L. Wagner. Höhere Lebensdauer für Leichtmetalle. *JOT Journal für Oberflächentechnik*, 48(12):54–59, 2008. doi: 10.1007/bf03240364.
- [81] N. E. Uzan, S. Ramati, R. Shneck, N. Frage, and O. Yeheskel. On the effect of shot-peening on fatigue resistance of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing using selective laser melting (AM-SLM). *Additive Manufacturing*, 21:458–464, 2018. doi: 10.1016/j.addma.2018.03.030.
- [82] A. H. Maamoun, M. A. Elbestawi, and S. C. Veldhuis. Influence of shot peening on AlSi10Mg parts fabricated by additive manufacturing. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2(3):40, 2018.
- [83] A. Salmi, E. Atzeni, L. Iuliano, and M. Galati. Experimental Analysis of Residual Stresses on AlSi10Mg Parts Produced by Means of Selective Laser Melting (SLM). *Procedia CIRP*, 62:458–463, 2017. doi: 10.1016/j.procir.2016.06.030.

- [84] M. Krishnan, E. Atzeni, R. Canali, D. Manfredi, F. Calignano, E. Ambrosio, and L. Iuliano. *Influence of post-processing operations on mechanical properties of AlSi10Mg parts by DMLS*, pages 243–248. 2013. doi: 10.1201/b15961-46.
- [85] K. P. Müller. *Chemisches Metallisieren*, book section Chapter 14, pages 307–335. 2003. doi: 10.1007/978-3-322-91547-4-14.
- [86] A. Avanzini, D. Battini, M. Gelfi, L. Girelli, C. Petrogalli, A. Pola, and M. Tocci. Investigation on fatigue strength of sand-blasted DMLS-AlSi10Mg alloy. *Procedia Structural Integrity*, 18:119–128, 2019. doi: 10.1016/j.prostr.2019.08.146.
- [87] K. Li, X. Liu, and Y. Zhao. Research status and prospect of friction stir processing technology. *Coatings*, 9(2):129, 2019.
- [88] A. H. Maamoun, S. C. Veldhuis, and M. A. Elbestawi. Friction stir processing of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 263:308–320, 2019.
- [89] X. Xing, X. Duan, X. Sun, H. Gong, L. Wang, and F. Jiang. Modification of Residual Stresses in Laser Additive Manufactured AlSi10Mg Specimens Using an Ultrasonic Peening Technique. *Materials (Basel)*, 12(3), 2019. doi: 10.3390/ma12030455.
- [90] X. Xing, X. Duan, T. Jiang, J. Wang, and F. Jiang. Ultrasonic Peening Treatment Used to Improve Stress Corrosion Resistance of AlSi10Mg Components Fabricated Using Selective Laser Melting. *Metals*, 9(1), 2019. doi: 10.3390/met9010103.
- [91] C. Yang, P. D. Hodgson, Q. Liu, and L. Ye. Geometrical effects on residual stresses in 7050-T7451 aluminum alloy rods subject to laser shock peening. *Journal of Materials Processing Technology*, 201(1-3):303–309, 2008. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.147.
- [92] A. du Plessis, D. Glaser, H. Moller, N. Mathe, L. Tshabalala, B. Mfusi, and R. Mostert. Pore Closure Effect of Laser Shock Peening of Additively Manufactured

- AlSi10Mg. *3D Printing and Additive Manufacturing*, 6(5):245–252, 2019. doi: 10.1089/3dp.2019.0064.
- [93] N. Kalentics, E. Boillat, P. Peyre, C. Gorny, C. Kenel, C. Leinenbach, J. Jhabvala, and R. E. Loge. 3D Laser Shock Peening - A new method for the 3D control of residual stresses in Selective Laser Melting. *Materials & Design*, 130:350–356, 2017.
- [94] H. Zeidler and F. Böttger-Hiller. Plasma-Electrolytic Polishing as a Post-Processing Technology for Additively Manufactured Parts. *Chemie Ingenieur Technik*, 94(7):1024–1029, 2022. doi: 10.1002/cite.202200043.
- [95] J. Schanz, M. Hofele, L. Hitzler, M. Merkel, and H. Riegel. *Laser Polishing of Additive Manufactured AlSi10Mg Parts with an Oscillating Laser Beam*, book section Chapter 16, pages 159–169. Advanced Structured Materials. 2016. doi: 10.1007/978-981-10-1082-8-16.
- [96] S. Romano, A. Brückner-Foit, A. Brandao, J. Gumpinger, T. Ghidini, and S. Berretta. Fatigue properties of AlSi10Mg obtained by additive manufacturing: Defect-based modelling and prediction of fatigue strength. *Engineering Fracture Mechanics*, 187:165–189, 2018. doi: 10.1016/j.engfracmech.2017.11.002.
- [97] T. M. Mower and M. J. Long. Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials. *Materials Science and Engineering: A*, 651:198–213, 2016. doi: 10.1016/j.msea.2015.10.068.
- [98] Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN). DIN EN 1706 - Aluminium und Aluminiumlegierungen - Gussstücke - Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften, 2021.
- [99] M. Ostermeier. *Heißisostatisches Pressen von Aluminium- und Magnesiumguß*. Dissertation, 2009.

- [100] D. G. Altenpohl. *Aluminium und Aluminiumlegierungen*. Reine und angewandte Metallkunde in Einzeldarstellungen. Springer Verlag, 1965. doi: 10.1007/978-3-662-30245-3.
- [101] C. Kammer. *Aluminium-Taschenbuch*. Aluminium-Verl., Düsseldorf, 16. Aufl., überarb. Aufl. 2009 edition, 2011.
- [102] J. L. Murray and A. J. McAlister. The Al-Si (Aluminum-Silicon) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 5(1):74–84, 1984. doi: 10.1007/BF02868729.
- [103] E. Roos, K. Maile, and M. Seidenfuß. *Werkstoffkunde für Ingenieure*. Springer Vieweg Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag GmbH Deutschland 2017, 2017. doi: 10.1007/978-3-662-49532-2.
- [104] A. Knuutinen, K. Nogita, S. D. McDonald, and A. K. Dahle. Porosity formation in aluminium alloy A356 modified with Ba, Ca, Y and Yb. *Journal of Light Metals*, 1(4):241–249, 2001. doi: 10.1016/s1471-5317(02)00006-8.
- [105] C. H. Caceres, C. J. Davidson, and J. R. Griffiths. The deformation and fracture behaviour of an Al-Si-Mg casting alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 197(2):171–179, 1995. doi: 10.1016/0921-5093(94)09775-5.
- [106] P. R. Sahm, I. Egry, and T. Volkmann. *Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen*. Springer Vieweg Berlin, Heidelberg, 1999. doi: 10.1007/978-3-642-58523-4.
- [107] A. Bandyopadhyay, K. D. Traxel, M. Lang, M. Juhasz, N. Eliaz, and S. Bose. Alloy design via additive manufacturing: Advantages, challenges, applications and perspectives. *Materials Today*, 52:207–224, 2022. doi: 10.1016/j.mattod.2021.11.026.
- [108] D. G. Altenpohl. *Aluminium von innen: das Profil eines modernen Metalles*, volume 5. Aluminium-Verl., 2005.

- [109] M. D. Hanna, S. Lu, and A. Hellawell. Modification in the aluminum silicon system. *Metallurgical Transactions A*, 15(3):459–469, 1984. doi: 10.1007/bf02644969.
- [110] S. Siddique, M. Imran, E. Wycisk, C. Emmelmann, and F. Walther. Influence of process-induced microstructure and imperfections on mechanical properties of AlSi12 processed by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 221:205–213, 2015. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.02.023.
- [111] P. S. Mohanty and J. E. Gruzleski. Grain refinement mechanisms of hypoeutectic Al-Si alloys. *Acta Materialia*, 44(9):3749–3760, 1996. doi: 10.1016/1359-6454(96)00021-3.
- [112] G. K. Sigworth and T. A. Kuhn. Grain Refinement of Aluminum Casting Alloys. *International Journal of Metalcasting*, 1(1):31–40, 2007. doi: 10.1007/bf03355416.
- [113] A. R. Kennedy, A. E. Karantzalis, and S. M. Wyatt. The microstructure and mechanical properties of TiC and TiB₂-reinforced cast metal matrix composites. *Journal of Materials Science*, 34(5):933–940, 1999. doi: 10.1023/a:1004519306186.
- [114] G. S. Vinod Kumar, B. S. Murty, and M. Chakraborty. Settling behaviour of TiAl₃, TiB₂, TiC and AlB₂ particles in liquid Al during grain refinement. *International Journal of Cast Metals Research*, 23(4):193–204, 2013. doi: 10.1179/136404610x12665088537491.
- [115] H. Buschermöhle. *Vereinheitlichung von Proben für Schwingversuche: Abschlussbericht, Vorhaben*. FKM, 1995.
- [116] E. Sert, L. Hitzler, S. Hafenstein, M. Merkel, E. Werner, and A. Öchsner. Tensile and compressive behaviour of additively manufactured AlSi10Mg samples. *Progress in Additive Manufacturing*, 5(3):305–313, 2020. doi: 10.1007/s40964-020-00131-9.
- [117] Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN). DIN 50125:2022-08 - Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben, 2022.

- [118] A.W. Jenike. *Storage and Flow of Solids*. University of Utah, 1964.
- [119] D. Schulze. *Fließeigenschaften von Schüttgütern*, pages 53–98. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2019. ISBN 978-3-662-58776-8. doi: 10.1007/978-3-662-58776-8-3.
- [120] M. D. Ashton, D. C. H. Cheng, R. Farley, and F. H. H. Valentin. Some investigations into the strength and flow properties of powders. *Rheologica Acta*, 4(3): 206–218, 1965. doi: 10.1007/BF01969257.
- [121] E. Sert, P. Du Maire, E. Schuch, L. Hitzler, E. Werner, and A. Öchsner. *Influence of Silicon Content on the Mechanical Properties of Additively Manufactured Al-Si Alloys*, book section Chapter 5, pages 83–97. Advanced Structured Materials. Springer International Publishing, Cham, 2022. doi: 10.1007/978-3-031-11589-9-5.
- [122] Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN). DIN EN ISO 6507-1:2018-07 - Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren, 2018.
- [123] E. Hornbogen, G. Eggeler, and E. Werner. *Werkstoffe, Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen*. Springer, 2017. doi: 10.1007/978-3-642-53867-4.
- [124] Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN). DIN 1319-3:1995-01 - Grundlagen der Meßtechnik - Teil 3: Auswertung von Messungen einer einzelnen Meßgröße Meßunsicherheit, 1995.
- [125] Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN). DIN EN ISO 16610-21:2013-06 - Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Filterung - Teil 21: Lineare Profilfilter: Gauß-Filter (ISO 16610-21:2011), 2013.
- [126] A. Öchsner. *Continuum Damage and Fracture Mechanics*. Springer, Singapor, 2016. doi: 10.1007/978-981-287-865-6.

- [127] Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN). DIN EN ISO 6892-1:2020-06 - Metallische Werkstoffe - Zugversuch Teil1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, 2019.
- [128] Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN). DIN 50106:2016-03 - Prüfung metallischer Werkstoffe - Druckversuch bei Raumtemperatur, 2016.
- [129] Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN). DIN 50100:2016-12 - Schwingfestigkeitsversuch - Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile, 2016.
- [130] LENNTECH. Chemische Elemente geordnet nach der Dichte, (07/2020). URL <http://www.lenntech.de/data-pse/dichte.htm>.
- [131] A. Neidel, L. Engel, H. Klingele, and B. Matijasevic-Lux. Handbuch Metallschäden. *Carl Hanser Verlag München Wien*, 2:485–510, 2012.
- [132] K. G. Prashanth, S. Scudino, H. J. Klauss, K. B. Surreddi, L. Löber, Z. Wang, A. K. Chaubey, U. Kühn, and J. Eckert. Microstructure and mechanical properties of Al-12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 590:153–160, 2014. doi: 10.1016/j.msea.2013.10.023.
- [133] S. Dadbakhsh, L. Hao, and N. Sewell. Effect of selective laser melting layout on the quality of stainless steel parts. *Rapid Prototyping Journal*, 18(3):241–249, 2012. doi: 10.1108/13552541211218216.
- [134] L. Hitzler, N. Schoch, B. Heine, M. Merkel, W. Hall, and A. Öchsner. Compressive behaviour of additively manufactured AlSi10Mg. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 49(5):683–688, 2018. doi: 10.1002/mawe.201700239.
- [135] M. Rafieezad, M. Mohammadi, and A. M. Nasiri. On microstructure and early stage corrosion performance of heat treated direct metal laser sintered AlSi10Mg. *Additive Manufacturing*, 28:107–119, 2019. doi: 10.1016/j.addma.2019.04.023.

- [136] S. Hafenstein and E. Werner. Direct aging of a hot isostatically pressed A356 aluminum cast alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 768:138417, 2019. doi: 10.1016/j.msea.2019.138417.
- [137] M. Hamidi Nasab, A. Giussani, D. Gastaldi, V. Tirelli, and M. Vedani. Effect of Surface and Subsurface Defects on Fatigue Behavior of AlSi10Mg Alloy Processed by Laser Powder Bed Fusion (L-PBF). *Metals*, 9(10), 2019. doi: 10.3390/met9101063.
- [138] A. Pola, D. Battini, M. Tocci, A. Avanzini, L. Girelli, C. Petrogalli, and M. Gelfi. Evaluation on the fatigue behavior of sand-blasted AlSi10Mg obtained by DMLS. *Frattura ed Integrit  Strutturale*, 13(49):775–790, 2019. doi: 10.3221/igf-esis.49.69.
- [139] E. Brandl, U. Heckenberger, V. Holzinger, and D. Buchbinder. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. *Materials & Design*, 34:159–169, 2012. doi: 10.1016/j.matdes.2011.07.067.
- [140] E. Ross and Maile K. *Werkstoffkunde f r Ingenieure - Grundlagen, Anwendungen, Pr fungen*. Springer Vieweg Berlin, Heidelberg, 2015.
- [141] M. Tschirnich. *Einsatz neuer Strategien bei der Werkstoffmodellierung von Aluminiumlegierungen in der Warmumformung*. Thesis, 2006.
- [142] S. Kitaoka. Wear resistant cast aluminium alloy and process of producing same, Patentschrift EP 0 672 760 A1, 1995.
- [143] B. Closset and J. E. Gruzleski. Structure and properties of hypoeutectic Al-Si-Mg alloys modified with pure strontium. *Metallurgical Transactions A*, 13(6):945–951, 1982. doi: 10.1007/bf02643389.
- [144] D. Gu, H. Wang, F. Chang, D. Dai, P. Yuan, Y.-C. Hagedorn, and W. Meiners. Selective Laser Melting Additive Manufacturing of TiC/AlSi10Mg Bulk-form Na-

- nocomposites with Tailored Microstructures and Properties. *Physics Procedia*, 56: 108–116, 2014. doi: 10.1016/j.phpro.2014.08.153.
- [145] A. du Plessis, I. Yadroitsava, and I. Yadroitsev. Effects of defects on mechanical properties in metal additive manufacturing: A review focusing on X-ray tomography insights. *Materials & Design*, 187, 2020. doi: 10.1016/j.matdes.2019.108385.
- [146] D. P. H. Hasselman, K. Y. Donaldson, and A. L. Geiger. Effect of Reinforcement Particle Size on the Thermal Conductivity of a Particulate-Silicon Carbide-Reinforced Aluminum Matrix Composite. *Journal of the American Ceramic Society*, 75(11):3137–3140, 1992. doi: 10.1111/j.1151-2916.1992.tb04400.x.
- [147] B. AlMangour, M.-S. Baek, D. Grzesiak, and K.-A. Lee. Strengthening of stainless steel by titanium carbide addition and grain refinement during selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 712:812–818, 2018. doi: 10.1016/j.msea.2017.11.126.
- [148] Y. Zhou, L. Duan, S. Wen, Q. Wei, and Y. Shi. Enhanced micro-hardness and wear resistance of Al-15Si/TiC fabricated by selective laser melting. *Composites Communications*, 10:64–67, 2018. doi: 10.1016/j.coco.2018.06.009.
- [149] I. M. Kusoglu, B. Gökce, and S. Barcikowski. Use of (nano-)additives in Laser Powder Bed Fusion of Al powder feedstocks: research directions within the last decade. *Procedia CIRP*, 94:11–16, 2020. doi: 10.1016/j.procir.2020.09.003.
- [150] J. Linder, M. Axelsson, and H. Nilsson. The influence of porosity on the fatigue life for sand and permanent mould cast aluminium. *International Journal of Fatigue*, 28(12):1752–1758, 2006. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2006.01.001.
- [151] A. Kempf, J. Kruse, M. Madia, and K. Hilgenberg. Correlation between quasistatic and fatigue properties of additively manufactured AlSi10Mg using Laser Powder

- Bed Fusion. *Procedia Structural Integrity*, 38:77–83, 2022. doi: 10.1016/j.prostr.2022.03.009.
- [152] M. P. Bendsøe and O. Sigmund. *Topology optimization: Theory, Methods, and Applications*. Springer Berlin, Heidelberg, 2004. doi: 10.1007/978-3-662-05086-6.
- [153] J. Zhu, H. Zhou, C. Wang, L. Zhou, S. Yuan, and W. Zhang. A review of topology optimization for additive manufacturing: Status and challenges. *Chinese Journal of Aeronautics*, 34(1):91–110, 2021. doi: 10.1016/j.cja.2020.09.020.
- [154] A. Walzl and B. Buchmayr. Topologieoptimierung - Entwicklungswerkzeug für die additive Fertigung. *BHM Berg-und Hüttenmännische Monatshefte*, 162(3):110–116, 2017. doi: 10.1007/s00501-017-0582-y.
- [155] J. Plocher and A. Panesar. Review on design and structural optimisation in additive manufacturing: Towards next-generation lightweight structures. *Materials & Design*, 183:108164, 2019. doi: 10.1016/j.matdes.2019.108164.
- [156] G. Allaire, E. Bonnetier, G. Francfort, and F. Jouve. Shape optimization by the homogenization method. *Numerische Mathematik*, 76(1):27–68, 1997. doi: 10.1007/s002110050253.
- [157] M. P. Bendsøe. Optimal shape design as a material distribution problem. *Structural Optimization*, 1(4):193–202, 1989. doi: 10.1007/bf01650949.
- [158] M. Bi, P. Tran, and Y. M. Xie. Topology optimization of 3D continuum structures under geometric self-supporting constraint. *Additive Manufacturing*, 36:101422, 2020. doi: 10.1016/j.addma.2020.101422.
- [159] F. Mezzadri, V. Bouriakov, and X. Qian. Topology optimization of self-supporting support structures for additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 21:666–682, 2018. doi: 10.1016/j.addma.2018.04.016.

- [160] Y. Xiong, S. Yao, Z. Zhao, and Y. M. Xie. A new approach to eliminating enclosed voids in topology optimization for additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 32:101006, 2020. doi: 10.1016/j.addma.2019.101006.
- [161] Y. Zhu, X. Tian, J. Li, and H. Wang. The anisotropy of laser melting deposition additive manufacturing Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy. *Materials & Design*, 67:538–542, 2015. doi: 10.1016/j.matdes.2014.11.001.
- [162] S. Yin, R. Jenkins, X. Yan, and R. Lupoi. Microstructure and mechanical anisotropy of additively manufactured cold spray copper deposits. *Materials Science and Engineering: A*, 734:67–76, 2018. doi: 10.1016/j.msea.2018.07.096.
- [163] M. Simonelli, Y. Y. Tse, and C. Tuck. Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering: A*, 616:1–11, 2014. doi: 10.1016/j.msea.2014.07.086.
- [164] L. E. Murr, E. Martinez, J. Hernandez, S. Collins, K. N. Amato, S. M. Gaytan, and P. W. Shindo. Microstructures and Properties of 17-4 PH Stainless Steel Fabricated by Selective Laser Melting. *Journal of Materials Research and Technology*, 1(3): 167–177, 2012. doi: 10.1016/s2238-7854(12)70029-7.
- [165] A. Yadollahi and N. Shamsaei. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities. *International Journal of Fatigue*, 98:14–31, 2017. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001.
- [166] A. Yadollahi, N. Shamsaei, Sc. M. Thompson, A. Elwany, and L. Bian. Effects of building orientation and heat treatment on fatigue behavior of selective laser melted 17-4 PH stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 94:218–235, 2017. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.03.014.
- [167] E. Tyflopoulos, F. D. Tollnes, M. Steinert, and A. Olsen. State of the art of generative design and topology optimization and potential research needs. *DS 91:*

- Proceedings of NordDesign 2018, Linköping, Sweden, 14th-17th August 2018*, 2018. ISSN 9176851850.
- [168] S. Vajna, C. Weber, K. Zeman, P. Hehenberger, D. Gerhard, and S. Wartzack. *CAD-Modellierung und Anwendungen*. Springer Berlin Heidelberg, 2018. doi: 10.1007/978-3-662-54624-6-5.
- [169] M. Hahn and M. Reck. *Kompaktkurs Finite Elemente für Einsteiger*. Springer, 2018.
- [170] C. Gebhardt. *Praxisbuch FEM mit ANSYS Workbench: Einführung in die lineare und nichtlineare Mechanik. Mit 30 Übungsbeispielen*. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2018.
- [171] Verein Deutscher Ingenieure. VDI 2230 Blatt 1 - Systematische Berechnung hochbeanspruchter Schraubenverbindungen - Zylindrische Einschraubenverbindungen, 2015.
- [172] F. Bauer. *Tribologie. Federvorgespannte-Elastomer-Radial-Wellendichtungen*. Springer, 2021.