

Forschungsberichte aus dem
wbk Institut für Produktionstechnik
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Victor Lubkowitz

**Keramikverstärkte Aluminiumwerkstoffe
für das pulverbettbasierte
selektive Laserschmelzen**

Beschichtung, Werkstoff- und Oberflächeneigenschaften
von Mikro-B₄C- und Nano-TiC-verstärkten AlSi10Mg-
Feedstocks, verarbeitet im PBF-LB-Prozess

Band 301

Forschungsberichte aus dem
wbk Institut für Produktionstechnik
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Hrsg.: Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer
Prof. Dr.-Ing. Gisela Lanza
Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze
Prof. Dr.-Ing. Frederik Zanger

Victor Lubkowitz

**Keramikverstärkte Aluminiumwerkstoffe für das
pulverbettbasierte selektive Laserschmelzen**
Beschichtung, Werkstoff- und Oberflächen-
eigenschaften von Mikro-B₄C- und Nano-TiC-
verstärkten AlSi10Mg-Feedstocks, verarbeitet im
PBF-LB-Prozess

Band 301

**Keramikverstärkte Aluminiumwerkstoffe für das
pulverbettbasierte selektive Laserschmelzen**

Beschichtung, Werkstoff- und Oberflächeneigenschaften von Mikro-
B₄C- und Nano-TiC-verstärkten AlSi10Mg-Feedstocks, verarbeitet im
PBF-LB-Prozess

Zur Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)

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

angenommene

Dissertation

von

Victor Lubkowitz, M.Eng.

aus Stuttgart

Tag der mündlichen Prüfung: 26.05.2025

Hauptreferent:

Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze

Korreferent:

Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Ing. Lukas Löber

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Zugl.: Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Diss., 2025

Copyright Shaker Verlag 2025

Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Printed in Germany.

Print-ISBN	978-3-8191-0375-9
PDF-ISBN	978-3-8191-0435-0
ISSN	2944-6430
eISSN	2944-6449
https://doi.org/10.2370/9783819104350	

Shaker Verlag GmbH • Am Langen Graben 15a • 52353 Düren
Telefon: 02421 / 99 0 11 - 0 • Telefax: 02421 / 99 0 11 - 9
Internet: www.shaker.de • E-Mail: info@shaker.de

Vorwort des Herausgebers

Die schnelle und effiziente Umsetzung innovativer, nachhaltiger und wirtschaftlicher Technologien stellt den entscheidenden Wirtschaftsfaktor für produzierende Unternehmen dar. Universitäten können als "Wertschöpfungspartner" einen wesentlichen Beitrag zur Wettbewerbsfähigkeit der Industrie leisten, indem sie wissenschaftliche Grundlagen sowie neue Methoden und Technologien erarbeiten und aktiv den Umsetzungsprozess in die praktische Anwendung unterstützen.

Vor diesem Hintergrund wird im Rahmen dieser Schriftenreihe über aktuelle Forschungsergebnisse des Instituts für Produktionstechnik (wbk) am Karlsruher Institut für Technologie (KIT) berichtet. Unsere Forschungsarbeiten beschäftigen sich mit der Leistungssteigerung von additiven und subtraktiven Fertigungsverfahren, den Produktionsanlagen und der Prozessautomatisierung sowie mit der ganzheitlichen Betrachtung und Optimierung von Produktionssystemen und -netzwerken. Hierbei werden jeweils technologische wie auch organisatorische Aspekte betrachtet.

Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer

Prof. Dr.-Ing. Gisela Lanza

Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze

Prof. Dr.-Ing. Frederik Zanger

Vorwort des Verfassers

Ich danke Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Schulze und Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Ing. Lukas Löber für die Betreuung und Begutachtung dieser Arbeit. Mein Dank gilt weiter dem wbk für die Möglichkeit, meine Dissertation in dessen Umfeld anfertigen zu dürfen, sowie allen weiteren Instituten, deren Laborflächen ich für meine Versuche nutzen durfte.

Ein besonderer Dank geht an alle meine Kolleginnen und Kollegen der laseradditiven Fertigung für ihren Input, ihre Unterstützung, den Zusammenhalt und die gute Stimmung in der Gruppe, ohne die die Anfertigung dieser Arbeit nicht möglich gewesen wäre. Dieser Dank gilt ebenso den Assistenten anderer Arbeitsgruppen des Instituts, mit denen ich zusammenarbeiten durfte und die meine Arbeitszeit in gleicher Weise geprägt haben. Die gemeinsamen Zeiten auf der Bürocouch, im Hinterhof und in der Freizeit bleiben unvergesslich.

Weiter bedanke ich mich bei allen Mitarbeitenden in Technik und Verwaltung für die gute Zusammenarbeit. Besonders gilt dieser Harald Frank mit dem ich immer schnell, unkompliziert und lösungsorientiert Zusammenarbeiten durfte.

Die von mir betreuten Studierenden, die mit ihrer Arbeit und ihrem Engagement zum Erfolg meiner Projekte beigetragen haben, sind ebenso entscheidend für den Erfolg dieser Arbeit gewesen.

Mein Dank gilt auch den externen Partnern für die produktive und hilfsbereite Zusammenarbeit. Hervorzuheben sind insbesondere die Mitarbeiter des Instituts für Strahlwerkzeuge der Universität Stuttgart, der m4p material solutions GmbH und der Industriekeramik Hochrhein GmbH.

Zuletzt, aber deswegen nicht weniger wichtig, möchte ich mich bei meiner Familie, Karlsruher WG, Freunden und Freundinnen für ihre vorbehaltlose Unterstützung und den bedingungslosen Rückhalt bedanken.

Luzern, 08 Juni 2025

Victor Lubkowitz

Abstract

In the European Union (EU), innovative lightweight aircraft designs are to be operated climate-neutrally starting from 2045. This work focuses on new high-strength aluminum lightweight materials that do not rely on scandium, an element classified as critical by the EU, and can be processed crack-free using powder bed-based selective laser melting (PBF-LB). One approach is to mix 6 μm B₄C particles with AlSi10Mg powder. A newly developed broadband ultrasonic excitation of the coating geometry enables the defect-free raking of feedstocks containing up to 20 vol% B₄C, and up to 25 vol% B₄C when combined with a TiC nanoparticle coating. With increasing B₄C particle addition, residual stresses in the material rise, exceeding the matrix strength at concentrations of 10 vol% B₄C or more. Furthermore, it is observed that contour processing parameters do not require adjustment, and surface roughness is reduced by 50 % compared to pure AlSi10Mg, without the formation of near-surface pores. This work establishes the basis for mixing feedstocks, raking them in the PBF-LB process, and building components. However, no strength enhancement is achieved because the melt in the PBF-LB process solidifies before any metallurgical reaction takes place. Consequently, the further development of a hot isostatic pressing process is necessary to induce a metallurgical reaction below the melting temperature of AlSi10Mg. T6 heat treatment and direct ageing are unsuitable.

Resümee

In der europäischen Union (EU) sollen ab 2045 u. a. innovative gewichtsreduzierte Flugzeugtypen klimaneutral betrieben werden. Im Fokus der vorliegenden Arbeit steht die rissfreie Verarbeitung von neuen hochfesten Aluminium-Leichtbauwerkstoffen ohne das als kritisch von der EU eingestufte Element Scandium, die mittels pulverbettbasiertem selektiven Laserschmelzen (PBF-LB) verarbeitet werden können. Die Mischung von 6 μm B₄C-Partikeln mit AlSi10Mg-Pulver ist dazu ein Ansatz. Eine neu entwickelte Breitbandultraschallanregung der Beschichtungsgeometrie ermöglicht Feedstocks mit bis zu 20 Vol% B₄C und in Kombination mit einer TiC-Nanopartikelbeschichtung bis zu 25 Vol% B₄C fehlerfrei aufzurakeln. Mit steigender Zugabe der B₄C-Partikel nehmen die Eigenspannungen in der Matrix zu und sind ab 10 Vol% B₄C höher als die Festigkeit der Matrix. Zusätzlich wird beobachtet, dass Konturprozessstellgrößen nicht angepasst werden müssen und sich die Rauheit um 50 % gegenüber reinem AlSi10Mg reduziert, ohne dass oberflächennahe Poren entstehen. Durch diese Arbeit sind Grundlagen geschaffen, Feedstocks zu mischen, im PBF-LB-Prozess aufzurakeln und aufzubauen. Eine Festigkeitssteigerung tritt nicht ein, weil die Schmelze im PBF-LB-Prozess erstarrt, bevor eine stoffschlüssige Reaktion stattfindet. Dem folgend ist die zukünftige Entwicklung eines heißisostatischen Pressprozesses notwendig, durch den eine stoffschlüssige Reaktion unterhalb der Schmelztemperatur von AlSi10Mg ausgelöst wird. T6-Wärmebehandlungen und Direktauslagern sind nicht geeignet.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Abkürzungen	IV
1 Motivation und Ziel dieser Arbeit	1
2 Grundlagen und Stand der Technik	4
2.1 PBF-LB ¹ -Prozess	4
2.1.1 Pulvereigenschaften und Fließfähigkeit	5
2.1.2 Prozessstellgrößen und Kenngrößen des Laserschmelzprozesses	7
2.1.3 Eigenspannungen	11
2.1.4 Oberflächenrauheit	12
2.2 Werkstofftechnische Grundlagen	13
2.2.1 Lasergeschmolzenes AlSi10Mg, Gefüge und Eigenschaften	13
2.2.2 PAMC ² , Mechanismen und Eigenschaften	14
3 Eigener Ansatz	19
4 Methodik	23
4.1 Verwendete Pulverwerkstoffe	23
4.2 Feedstock-Herstellung	25
4.2.1 Berechnung der Pulvermassen	26
4.2.2 Pulvermischprozess	27
4.3 PBF-LB-Versuchsmaschine SLM280HL 1.0	30
4.3.1 Anpassung zur Feedstockverarbeitung	30
4.3.2 Untersuchung von Breitbandschwingung und Beschichtungsqualität	34
4.3.3 Schmelzprozessbeobachtung mittels Hochgeschwindigkeitskamera	37
4.4 Weitere Standardmethoden	38
4.4.1 Wärmebehandlung zur Stoffeigenschaftsveränderung	39
4.4.2 Dichtebestimmung der Probekörper	41

¹ PBF-LB: Pulverbettbasiertes selektives Laserschmelzen

² PAMC: Partikelverstärkter Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoff

4.4.3	Bestimmung mechanischer Kennwerte	42
5	Beschichtung von PAMC²-Feedstocks	43
5.1	Festlegung der TiC-Nanopartikelbeschichtung	43
5.2	Schichtqualität	44
5.3	Wirkweise der Ultraschallanregung	46
5.4	Ersatzgrößen zur Schichtqualitätsbeschreibung	49
5.5	Ergebnisse der Beschichtungsversuche	51
6	PBF-LB-Aufbau von PAMCs²	53
6.1	Verarbeitung von B4C-Mikropartikel-AMCs	53
6.2	Diskussion der Matrixanpassung zur rissfreien Verarbeitung von B4C-Mikropartikel-AMCs	56
6.3	Verarbeitung von TiC-Nanopartikel-AMCs	58
6.4	Erkenntnisse der PAMC ² -Verarbeitung	59
7	Werkstofftechnische Eigenschaften von PAMCs²	60
7.1	B4C-Mikropartikel-AMCs	60
7.2	Diskussion der Eigenschaften der B4C-Mikropartikel-AMCs	63
7.3	TiC-Nanopartikel-AMCs	64
7.4	Diskussion der Eigenschaften der TiC-Nanopartikel-AMCs	67
7.5	Werkstofftechnische Erkenntnisse der PAMC ² -Analysen	68
8	Reduktion von Oberflächenrauheit durch Keramikpartikel	70
8.1	Schmelzspritzerdynamik von AlSi10Mg	72
8.2	Reduktion von Pulverbettfehlern durch TiC-Nanopartikel	76
8.3	Veränderung der Schmelzspritzer durch B4C-Partikel	77
8.4	Erklärung der höheren Schmelzbadtemperaturen durch die Keramikpartikelzugaben	79
8.5	Wirkweise der Keramikpartikel	80
9	Zusammenfassung, Fazit und Ausblick	81

² PAMC: Partikelverstärkter Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoff

10 Literaturverzeichnis	85
Eigene Veröffentlichungen und betreute Abschlussarbeiten	101
Werdegang	104
Abbildungsverzeichnis	I
Tabellenverzeichnis	V

Abkürzungen

Formelzeichen	Größe	Einheit
A	Bruchdehnung	
Ag	Geometrische Konstante	
AA	Warmauslagern	
A _{auxiliary}	Wirkkreisdurchmesser Hilfsachse	mm
A _{main}	Wirkkreisdurchmesser Hauptachse	mm
A _{Ø_guest}	Querschnittsfläche Gastteilchen	mm ²
A _{S_Wirt}	Wirtspartikeloberfläche	mm ²
B	Geometrische Konstante für die Partikelform	
cw	Continuos Wave	
d	Durchmesser Verstärkungspartikel	µm
d ₅₀	Mittlerer Partikeldurchmesser	
DA	Direktauslagern	
E _{AlSi10Mg}	E-Modul AlSi10Mg	MPa
EBSD	Elektronenrückstreubeugungsmessungen	
E _{max}	Maximale Energie in einer periodischen Schwingung	J
EU	Europäische Union	
E _v	Volumenenergiedichte	J/mm ³
E _{V_Fläche}	Volumenenergiedichte Flächenbelichtung	J/mm ³
E _{V_Kontur}	Volumenenergiedichte Konturbelichtung	J/mm ³
G	Schermodul der Matrix	GPa
h	Bahnabstand	mm
h _{bottle}	Pulverflaschenlänge	mm
HIP	Heiß-Isostatisches Pressen	
HS-Kamera	Hochgeschwindigkeitskamera	
ICP-OES	Optische Emissionsspektrometrie mit induktiv gekoppeltem Plasma	
k	Hall-Petch-Koeffizient	MPa/mm ²
LED	Linienenergie	J/mm
LoF	Lack of Fusion	
m _{1_guest}	Masse eines Gastteilchens	g
m _{1_host}	Masse eines Wirtsteilchens	g
Ma%	Masseprozent	
m _{Al}	Masse Wirtsteilchen	g
m _{guest}	Masse Gastteilchen	g
n _g	Anzahl Gastteilchen	
OIM	Orientierungsbilder	

P	Laserleistung	W
PA	Prozessbedingte Agglomerate	
PAMC	Partikelverstärkter Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoff	
PBF-LB	Pulverbettbasiertes selektives Laserschmelzen	
Q3	Kumulative Verteilung	
q3	Dichteverteilung	
$r_{\text{auxiliary}}$	Außendurchmesser der Pulverflaschen-Halterung	mm
R_m	Zugfestigkeit	MPa
$R_{p0.2}$	Dehngrenze	MPa
s	Korndurchmesser	μm
SAC	Surface Average Coverage	
SHT	Lösungsglühen	
t	Schichtstärke	mm
v	Scangeschwindigkeit	mm/s
V	Volumenanteil Verstärkungspartikel	%
Vol%	Volumenprozent	
w_0	Laserspotdurchmesser fokussiert	μm
XRF	Röntgenfluoreszenz	
Z_R	Rayleigh-Länge	μm
α_{Matrix}	Wärmeausdehnungskoeffizient Matrixwerkstoff	K^{-1}
$\alpha_{\text{Verstärkung}}$	Wärmeausdehnungskoeffizient Verstärkungswerkstoff	K^{-1}
ΔT	Temperaturänderung	K
$\Delta \alpha$	Inkongruenz der Wärmeausdehnungskoeffizienten	K^{-1}
$\Delta \sigma_{\text{CTE}}$	Festigkeitssteigerung durch Versetzungen	MPa
$\Delta \sigma_{\text{HP}}$	Festigkeitssteigerung durch Kornfeinung	MPa
ϵ_{el}	Elastische Dehnung	
ϵ_{pl}	Plastische Dehnung	
ϵ_{th}	Thermische Dehnung	
σ_0	Streckgrenze ohne Korngrenzen	MPa
σ_{comp}	Druckspannung	MPa
σ_{res}	Resultierende Spannung	MPa
σ_{yield}	Dehngrenze	MPa
$\vec{b}$	Burgers Vektor	

1 Motivation und Ziel dieser Arbeit

Um bis zum Jahr 2050 das geforderte Ziel „Klimaneutralität“ zu erreichen, setzt die Europäische Union (EU) u. a. auf die Steuerung der Energiepreise und den Emissionszertifikathandel [1]. Zur Energieeinsparung steht die Reduktion des Bauteilgewichtes deshalb nach wie vor im Fokus fertigungs- und werkstofftechnischer Forschung. Beispielsweise fördert das Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz die Entwicklung von klimaneutralen Mittelstreckenflugzeugen mit dem Ziel, dass diese bis zum Jahr 2045 einsetzbar sind. Durch z. B. bionische Strukturen soll das Gewicht gesenkt werden, damit der Energieverbrauch um mindestens 50 % abnimmt. Ein weiterer definierter Meilenstein dieser Förderung ist, dass ein erstes Regionalflugzeug für 100 Passagiere bereits im Jahr 2035 Marktreife erreicht [2].

Die Formen bionischer Strukturen werden innerhalb eines vorgegebenen Bauraums mit der Methode der Topologieoptimierung in Abhängigkeit der Belastung simuliert. Auf diese Weise können Bauteilstrukturen mit geringerem Gewicht identifiziert werden [3]. Diese simulierten Strukturen werden in der Regel nicht mit konventionellen, sondern mit additiven Fertigungsverfahren hergestellt. Metallische Bauteile werden z. B. schichtweise im Pulverbett mittels selektivem Laserschmelzen gefertigt (engl. laser powder bed fusion: PBF-LB).

Die Ergebnisse der Topologieoptimierung hängen vom gewählten Werkstoff und seinen Eigenschaften ab. Ein aktuelles Beispiel ist die Optimierung einer Mountainbike-Rahmenhülse, bei der die Eigenschaften konventionell verfügbarer Werkstoffe und fiktive Werkstoffkennwerte miteinander verglichen werden. Das Optimierungsziel dieser Studie ist, dass die maximale von Mises Vergleichsspannung in den simulierten Strukturen nicht höher ist als die halbe Streckgrenze der betrachteten Materialien. Diese Studie belegt, dass das geringstmögliche Gewicht durch den Einsatz hochfester Aluminiumwerkstoffe erreicht wird. Bauteile aus Titanlegierungen oder hochfesten Stählen mit deutlich höheren Festigkeitswerten sind auf Grund ihrer höheren Dichte schwerer, weil die Funktionsflächen für Lager oder Verbindungsstellen nicht reduziert werden können, Abbildung 1.1 [4]. Dieser Zusammenhang spiegelt sich auch im Leichtbau von Flugzeugen wider, in dem metallische Strukturbauteile vorrangig aus Aluminiumlegierungen gefertigt werden [5].

Die rissfreie Verarbeitung bekannter, durch Kupferausscheidungen hochverfestigter Aluminiumwerkstoffe (Gruppe EN AW7xxx) ist im PBF-LB-Prozess aktuell nicht möglich

[6]. Gegenstand der aktuellen Forschung ist die Veränderung der Legierungszusammensetzung, um neue hochfeste Aluminiumlegierungen zu entwickeln [7,8] oder die Verarbeitung von hochfesten Leichtbauwerkstoffen im PBF-LB-Prozess zu ermöglichen [9]. Bei diesen Ansätzen werden häufig Elemente wie Scandium in Verbindung mit Zirkonium oder Mangan eingesetzt, um entweder die Festigkeit zu erhöhen oder die Rissanfälligkeit zu verringern. Diese Elemente sind kostenintensiv, was den wirtschaftlichen Einsatz entsprechend legierter Werkstoffe einschränkt. Scandium ist von der EU als kritisch verfügbarer Rohstoff eingestuft und soll nach Möglichkeit substituiert werden [10]. Dazu wird seit Februar 2024 ein Förderprogramm der EU vorbereitet [11].

Ein alternativer, kostengünstigerer Ansatz besteht in der Verarbeitung von partikelverstärkten Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen (engl. particle-reinforced aluminum matrix composites: PAMC) zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften. In der pulvermetallurgischen Verarbeitung durch Heißpressen nimmt die Dehngrenze von z. B. EN AW2080 durch die Zugabe von 20-30 Vol% 5-6.5 μm SiC-Partikeln um 17 % zu [12]. Durch Mischen von EN AW2024 mit 5 Ma% 0.5 μm B₄C-Partikeln und anschließendem heiß-isostatischem Pressen kann die Dehngrenze um 37 % gesteigert werden [13]. Wenn es gelingt, solche Werkstoffe im PBF-LB-Prozess rissfrei und mit ähnlichen Eigenschaften herzustellen, sind diese Werkstoffe eine Alternative zu scandiumverstärkten Aluminiumlegierungen, und das Gewicht von Strukturbauteilen kann deutlich reduziert werden, Abbildung 1.1.

Demzufolge ist das Ziel dieser Forschungsarbeit, die Verarbeitung von PAMCs-Feedstocks im PBF-LB-Prozess zu ermöglichen, um über eine Alternative zu mit Seltenen Erden verstärkten Aluminiumwerkstoffen zu verfügen.

Die einzelnen Schritte hierzu gliedern sich wie folgt:

1. **Motivation und Ziel der Arbeit**
2. **Grundlagen und Stand der Technik**
3. **Eigener Ansatz:** Ableitung der Herausforderungen aus dem Stand der Technik. Definition von Teilarbeitspaketen und Lösungsansätzen
4. **Methodik:** Beschreibung der notwendigen Versuchsaufbauten, Anlagenveränderung und Analysemethoden zur Erarbeitung folgender Forschungsansätze:
5. **Beschichtung von PAMC-Feedstocks**
6. **PBF-LB-Aufbau von PAMCs**

7. Werkstofftechnische Eigenschaften von PAMCs
8. Reduktion von Oberflächenrauheit durch Keramikpartikel
9. Zusammenfassung, Fazit und Ausblick

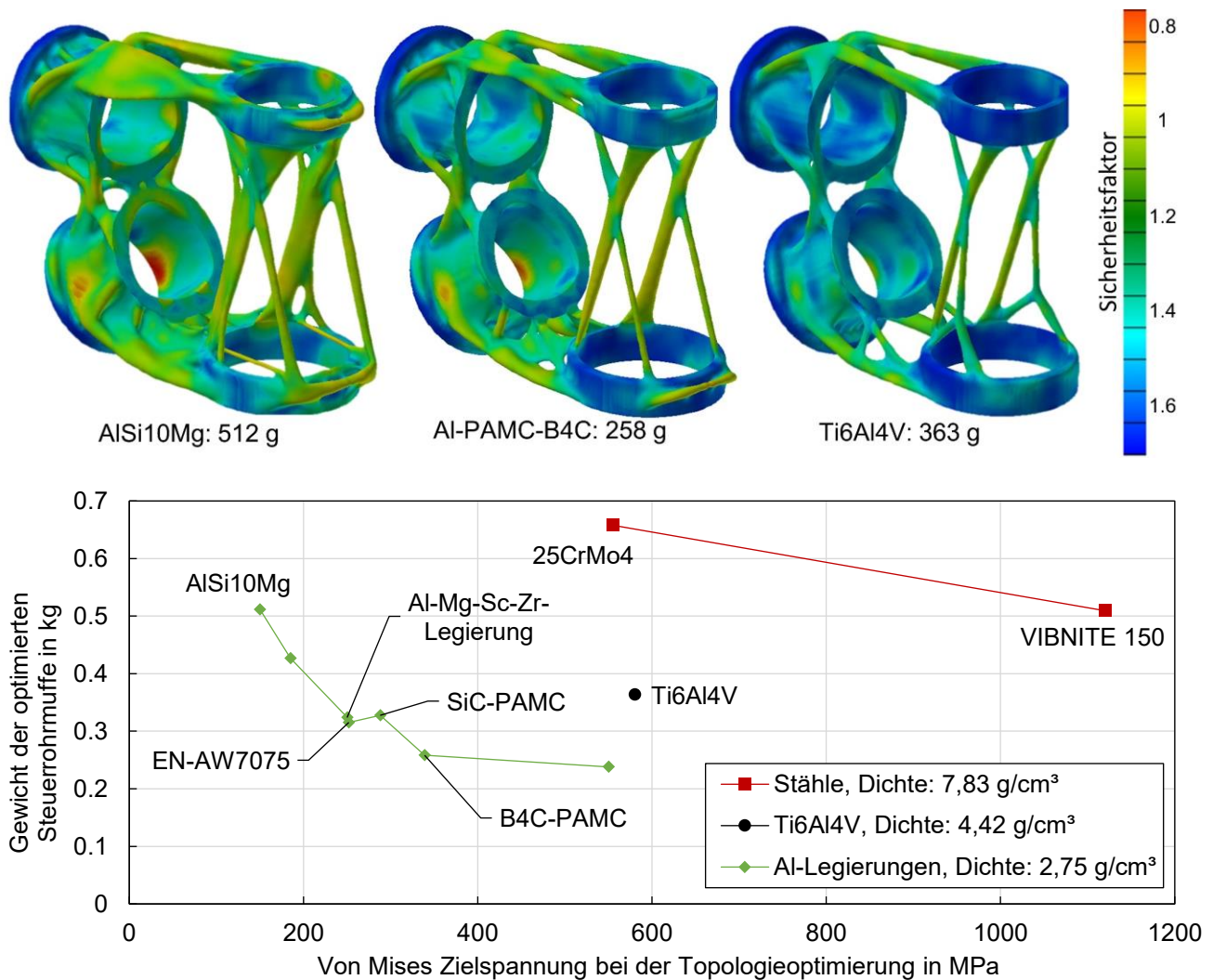


Abbildung 1.1: Optimierungsergebnisse Steuerrohrmuffen eines Mountainbike-rahmens. Zielspannung = $0.5 \times R_{p0.2}$, nach [4]

2 Grundlagen und Stand der Technik

In diesem Kapitel werden zwei für das Forschungsziel relevante Schwerpunkte gesetzt:

Zunächst werden der PBF-LB-Prozessablauf, die für diesen Prozess notwendige Pulverwerkstoffeigenschaften sowie die in dieser Arbeit betrachteten Belichtungsstellgrößen des Prozesses beschrieben. Folgend werden die Entstehung von Eigenspannungen und die Oberflächenrauheit beeinflussende Effekte im PBF-LB-Prozess thematisiert.

Im Anschluss werden die mit Bezug auf die mechanischen Kennwerte grundlegenden werkstofftechnischen Mechanismen der eingesetzten Aluminium-Matrix und die Wirkung keramischer Verstärkungspartikel vorgestellt.

2.1 PBF-LB-Prozess

Für die Herstellung metallischer Bauteile wird das PBF-LB-Verfahren mit der derzeit höchsten technologischen Fertigungsreife [14] genutzt [15]. Durch die fortschreitende Entwicklung kostengünstiger Laser mit hohen Leistungen und Steuerungssystemen, mit denen der Laserstrahl schnell und präzise abgelenkt werden kann, konnte im Jahr 1998 die EOS GmbH das Verfahren kommerziell zur Verarbeitung von Metallen etablieren [16]. Im Jahr 2023 wird das Verfahren hauptsächlich zur Herstellung von Komponenten in der Luft- und Raumfahrt (36 %) und in der Medizintechnik (14 %) eingesetzt, bei denen der höhere Fertigungspreis durch die mögliche Individualisierung oder Gewichtsreduktion gerechtfertigt ist bzw. sich Vorteile gegenüber konventionellen Fertigungsverfahren durch mögliche Funktionsintegrationen ergeben [14].

Wie bei allen additiven Fertigungsverfahren wird auch beim PBF-LB-Verfahren zunächst das CAD-Modell des zu fertigenden Bauteils in Schichten zerlegt und anschließend sequenziell aufgebaut. Durch die Abstraktion eines 3D-Modells in einfache zweidimensionale Schichten können komplexere Geometrien als mit konventionellen Fertigungsverfahren hergestellt werden [17]. Beim PBF-LB-Prozess wird als Ausgangsmaterial ein Metallpulver schichtweise auf eine Bauplattform aufgetragen und anschließend diese mit einem Laserstrahl entsprechend der abstrahierten zweidimensionalen Schichtinformationen selektiv aufgeschmolzen. Im jeweiligen Folgeschritt wird die Bauplattform um eine definierte Schichtstärke abgesenkt und der Prozessablauf so lange wiederholt, bis das vollständige Bauteil hergestellt ist. Der

Prozess erfolgt in einer Inertgasatmosphäre, meist Argon oder Stickstoff, um ein Oxidieren der Metallschmelze während des Laserschmelzens zu vermeiden. Zusätzlich strömt das Gas laminar über die Bauplattform, um Spritzer und Abbrand, die während des Schmelzens entstehen, aus dem Prozess zu entfernen, Abbildung 2.1 [18].

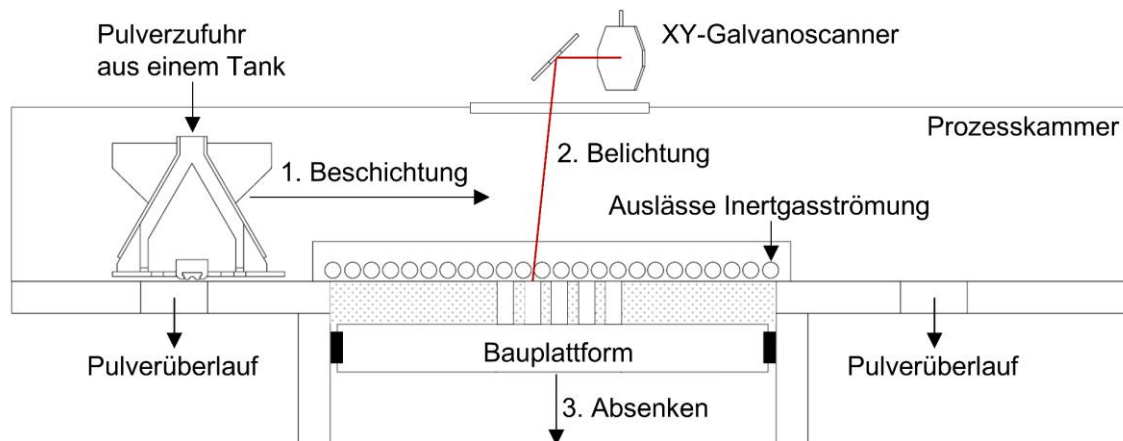


Abbildung 2.1: Prinzipskizze PBF-LB-Prozessaufbau und Ablauf

2.1.1 Pulvereigenschaften und Fließfähigkeit

Im industriellen Umfeld werden in der Regel nominelle Pulverschichtdicken von 30 μm oder 50 μm eingestellt. Geometrisch bedingt müssen die Partikel einer Pulverfraktion theoretisch kleiner sein als diese Schichtstärke. Aufgrund der im Vergleich zur Materialdichte geringeren Schüttdichte der Pulver bauen die aufgeschmolzenen Schmelzbahnen jedoch niedriger als die eingestellte Schichtdicke auf, wodurch die reale Schichtdicke nach den ersten Schichten im Bauprozess um ca. 50 % zunimmt [19]. Dadurch ergibt sich eine Partikelgrößenobergrenze von ca. 45 μm bzw. 75 μm in einer Pulverfraktion. In allen derzeit am Markt verfügbaren Anlagen können ausschließlich Pulverfraktionen verarbeitet werden, die zur Bildung einer homogenen geschlossenen Pulverschicht frei durch den eingestellten Spalt zwischen Bauplattform und Rakel hindurchfließen. Diese Fließeigenschaft ist dabei von verschiedenen Pulvercharakteristiken abhängig. Maßgeblich sind die Morphologie und die Kohäsionskräfte zwischen den einzelnen Partikeln.

Die Fließfähigkeit von Pulvern nimmt mit abnehmender Sphärizität aufgrund zunehmender Reibung und mechanischer Verzahnung der Partikel exponentiell ab, Abbildung 2.2 a [20–22]. Die Kohäsionskräfte zwischen den Partikeln werden

maßgeblich durch Flüssigkeitsbrücken und Van der Waalskräfte bestimmt und sind von der Partikelgröße abhängig. Diese Kräfte sind deutlich größer als die auf die Partikel wirkende Gewichtskraft, die einer Agglomeration der Partikel entgegenwirkt. Dieser Zusammenhang wird durch vereinfachte Untersuchungen der Wechselwirkung zwischen einem Partikel und einer Wand deutlich, Abbildung 2.2 b) [23].

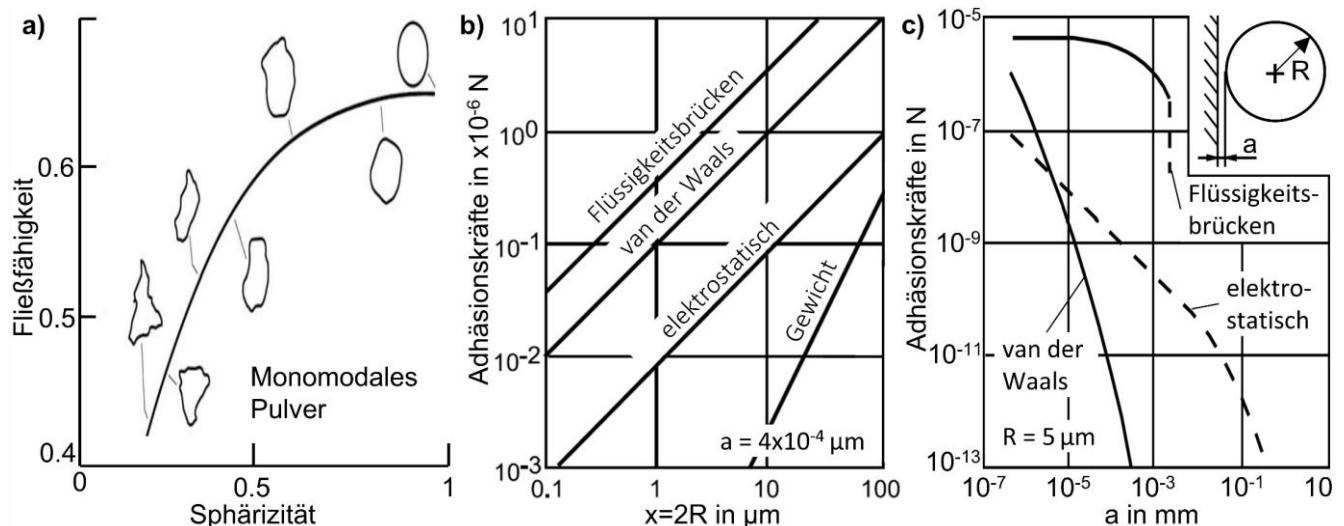


Abbildung 2.2: a) Einfluss der Partikelform auf die Fließfähigkeit nach [22], b/c) Einfluss der Partikelgröße oder Partikelabstandes auf wirkende Adhäsionskräfte zwischen einem idealen Partikel und einer Wand nach [23]

Aus diesen Zusammenhängen ergibt sich, dass für den PBF-LB-Prozess möglichst trockene Pulverfraktionen ohne Feinanteil erforderlich sind. Durch die Reduktion der Feuchte können sich weniger Feuchtigkeitsbrücken ausbilden, wodurch die Kohäsionskräfte im Pulver drastisch reduziert werden [24,25]. Durch das Abscheiden des Feinanteils werden die Kontaktflächen im Pulver reduziert und der Abstand der Partikeloberflächen zueinander erhöht, wodurch die Festigkeit des Pulvers weiter sinkt und ein freies Fließen erreicht wird. Mit zunehmendem Abstand der Partikelflächen zueinander reduzieren sich vor allem die wirkenden Kohäsionskräfte, Abbildung 2.2 c) [23]. Metallpartikel für den PBF-LB-Prozess werden meistens durch Gasverdüsung hergestellt, wodurch eine hohe Partikelsphärizität und Trockenheit erreicht wird [26]. Anschließend wird der Feinanteil, bei Aluminiumpulvern meist Pulverpartikel kleiner als $20 \mu\text{m}$, durch einen Sichtprozess abgeschieden, um eine gute Fließfähigkeit zu erreichen. Zu große Partikel werden ausgesiebt.

Durch das Abscheiden der feinen und dem Aussieben der zu großen Partikel nach der Verdüsung werden im PBF-LB-Prozess nur ~57 % der verdüsten Partikel genutzt [27], weshalb an Möglichkeiten geforscht wird, den Feinanteil in Pulverfraktionen zu erhöhen. Durch eine keramische Nanopartikelbeschichtung kann der Partikelabstand erhöht und damit die Van der Waals-Kräfte [28–31] bzw. Flüssigkeitsbrücken [32,33] reduziert werden. Zusätzlich wirken die Nanopartikel wie ein Kugellager an der Oberfläche, wodurch die Reibung im Pulver reduziert wird [34]. Daraus resultiert, dass die Pulverfestigkeit abnimmt. Verschiedene Untersuchungen belegen, dass die Reduktion der Festigkeit bzw. Zunahme der Fließfähigkeit bei einer 25 % Abdeckung der Partikeloberfläche mit Nanopartikeln der Größe 50-100 nm ihre Optima erreichen und dadurch der Feinanteil in Pulvern erhöht werden kann [35,36].

In der Industrie haben sich zwei Größen zur Beschreibung der Fließfähigkeit von Pulverwerkstoffen etabliert, deren Bestimmung in Normen definiert ist: Die Hausner-Ratio und der statische Schüttwinkel. Die Hausner-Ratio ist eine dimensionslose Kennzahl des Quotienten aus Stampf- und Schüttdichte [37]. Die Schüttdichte wird dabei nach ISO 3923-2 [38] und die Klopfdichte nach ISO 3953 [39] ermittelt. Nach Hausner gilt, dass kleine Werte eine bessere Fließfähigkeit beschreiben. Zusätzlich hat Hausner Kategorien definiert. Werte bis 1.25 fallen dabei in die Kategorien zwischen exzellenter und guter Fließfähigkeit. Bis 1.34 wird von einer akzeptablen und darüber von einer schlechten bzw. sehr schlechten Fließfähigkeit ausgegangen [37]. Die Messung des statischen Schüttwinkels wird in ISO 4324 [40] beschrieben. Mit abnehmendem gemessenen Winkel nimmt die Fließfähigkeit zu. Beide Messwerte bilden allerdings nicht den Einfluss der Beschichtungsgeschwindigkeit ab, weshalb weitere Messprinzipien entwickelt werden. In der Forschung zur pulverbettbasierten additiven Fertigung wird z. B. häufig der dynamische Schüttwinkel bestimmt, dessen Messung allerdings noch standardisiert werden muss. Für diese Messung wird ein definiertes Pulvervolumen in einer Trommel mit Glasscheiben rotiert und der Lawinenwinkel gemessen, wobei ein kleinerer Winkel eine bessere Fließfähigkeit beschreibt [41].

2.1.2 Prozessstellgrößen und Kenngrößen des Laserschmelzprozesses

In den meisten PBF-LB-Anlagen wird ein Continuous Wave (cw) Single Mode Faserlaser eingesetzt, der auch bei höheren Leistungen bis 10 kW eine hohe Strahlqualität

aufweist und damit gut fokussiert werden kann [42]. Dadurch können feinere Details der zweidimensionalen Schicht aufgelöst werden. Der Laserstrahl wird meist durch eine Teleskopoptik oder eine F-Theta-Linse auf die Bearbeitungsebene fokussiert. Die Position des Laserstrahls auf der Bauplattform wird durch zwei orthogonal angeordnete Spiegel angefahren [42]. Durch die Bewegung des Laserstrahls über das Metallpulver werden die einzelnen Partikel im Fokus aufgeschmolzen und bilden einzelne Schweißbahnen. Durch die Anordnung vieler Schweißbahnen mit definiertem Abstand nebeneinander wird eine geschlossene Fläche erzeugt. Die Anordnung, Orientierung und Reihenfolge, in der die Schmelzbahnen erzeugt werden, sind dabei frei wählbar. Entsprechend sind die wichtigsten Prozessstellgrößen die Laserleistung P , die Scangeschwindigkeit v , der Bahnabstand h und die Scanstrategie, Abbildung 2.3. Durch eine Verschiebung der Fokusebene können sich weitere Vorteile ergeben [43,44], was in dieser Arbeit nicht untersucht und deshalb nicht weiter ausgeführt wird.

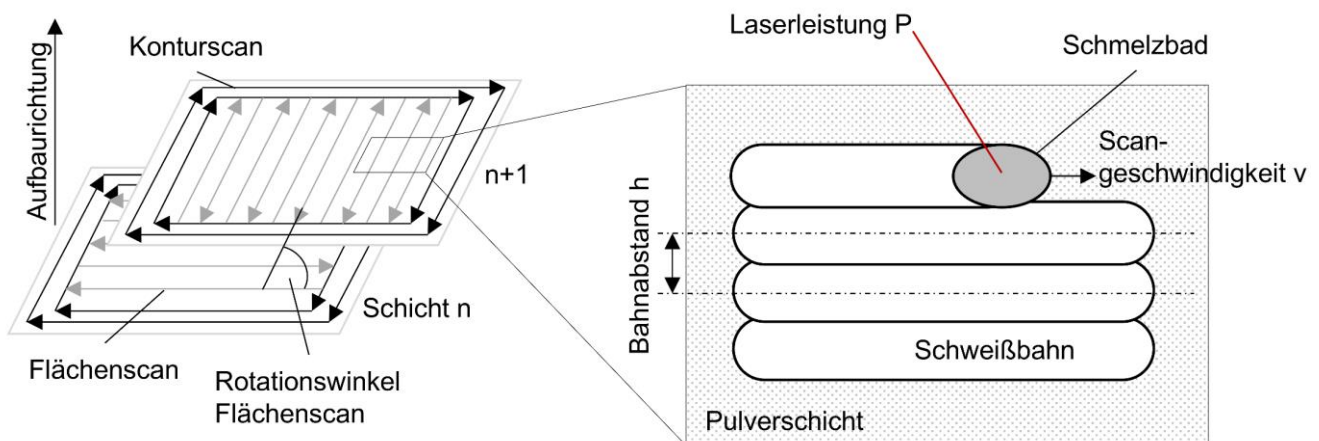


Abbildung 2.3: Klassische PBF-LB-Scanstrategie und Prozessstellgrößen

Laserleistung und die Scangeschwindigkeit beeinflussen das Schmelzbad direkt und die daraus resultierende Schmelzbahnform [45,46]. Wird das Ziel verfolgt, dichte Körper herzustellen, sind Schmelzbahnen mit porenfreier Schweißwurzel und stabiler Breite und Höhe erforderlich.

Eine zu gering eingestellte Laserleistung führt zum Wärmeleitungsschweißen [47]. Bei diesem ist die geometrische Ausprägung des Schmelzbades zu klein, wodurch sich die aufgeschmolzenen Metallpartikel nicht mit der darunter liegenden Schicht verbinden.

Die Schmelze zieht sich zusammen und es bilden sich nur einzelne Schmelztropfen (Balling) [48].

Wird die Leistung erhöht, steigt die Oberflächentemperatur z. B. einer AlSi10Mg-Schmelze am Auftreffpunkt des Laserstrahls auf über 3000 °C [49] an und liegt weit über der Verdampfungstemperatur von 2470 °C [50], weshalb das Material teilweise verdampft. Die Phasenumwandlung vom flüssigen in den gasförmigen Zustand erzeugt einen Rückstoßimpuls, der eine Dampfkapillare in der Schmelze formt [51]. Diese Kapillare wird auch Keyhole genannt. Durch Mehrfachreflexionen des Laserstrahls an der Schmelzewand dieser Kapillare wird mehr Energie in die Schmelze eingekoppelt. Dadurch nimmt die Schmelzbadtiefe zu und die Schmelze kann sich mit der darunterliegenden Schicht verbinden [52].

Bei einer zu hoch eingestellten Laserleistung und einer zu geringen Scangeschwindigkeit wird das Keyhole instabil. Durch den auf den Boden des Keyholes auftreffenden Laserstrahl nimmt die Oberflächenspannung dort gegenüber der Wand deutlich ab. In der Folge zieht sich die Keyholewand zusammen und schließt Prozessgas ein, wodurch im Bauteil große kugelförmige Poren (Prozessporen) verbleiben [49].

Beim Keyholeschweißen entstehen während des Prozesses Schweißspritzer. Durch Verdampfung der Schmelze wirkt eine Scherspannung an der Schmelzewand des Keyholes [53]. Aufgrund der hohen Temperaturunterschiede zwischen der verdampfenden Schmelze und der Schmelze am Keyhole kommt es zusätzlich zu einer Rotation der Schmelze durch den Marangoni-Effekt. Die überlagerten Scherspannungen aus Verdampfung und Marangoni-Konvektion, die auf die Schmelze wirken, sind größer als die Oberflächenspannung der Schmelze, so dass Metallschmelzespritzer, die größer als die Pulverpartikel sind, aus der Schmelze herausgeschleudert werden [54–57], Abbildung 2.4 a.

Hohe Laserleistungen und niedrige Scangeschwindigkeiten führen zur Bildung größerer Spritzer, die nicht mehr vom Gasstrom abtransportiert werden können und sich daher auf dem Pulverbett ablagern [58]. Große Spritzer können vom Laserstrahl nicht vollständig aufgeschmolzen werden, so dass sich nicht aufgeschmolzene Bereiche darunter bilden können, Abbildung 2.4 b [59].

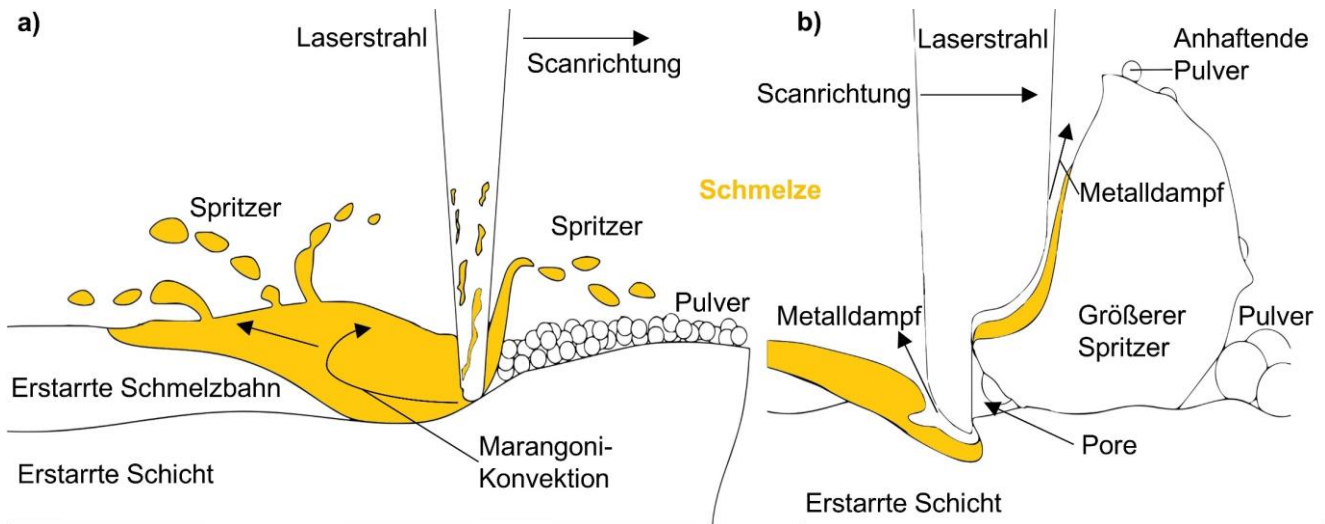


Abbildung 2.4: a) Entstehung von Spritzern während des Schmelzprozesses einer Schweißbahn nach [59], b) Entstehung von Poren durch große Spritzer nach [59]

Die ideale Einstellung von Laserleistung und Scangeschwindigkeit liegt zwischen den beschriebenen Extremen und hängt von den Werkstoffeigenschaften des zu verarbeitenden Materials ab. Der Bahnabstand ist entsprechend der erzeugten Schweißbahngeometrien so einzustellen, dass sich nebeneinanderliegende Bahnen überlappen und keine nicht geschmolzenen Bereiche als unförmige Poren im Bauteil verbleiben. Diese Poren werden auch als Lack of Fusion (LoF) bezeichnet [60].

Zur vereinfachten Beschreibung von Prozesszuständen und zur Definition von Parametergrenzen können aus den genannten Stellgrößen die Linienenergie LED , Formel 1, und die Volumenenergiedichte E_v , Formel 2, berechnet werden. Diese Kenngrößen beschreiben jedoch nicht die komplexen Wechselwirkungen des PBF-LB-Prozesses, z. B. unterschiedliche Ausprägung und Strömungszustände des Schmelzbades bei unterschiedlichen Einstellungen der Laserleistung und Scangeschwindigkeit. Die Größen stellen lediglich einen Anhaltspunkt dar. Bei gleichem E_v und unterschiedlichen Prozessstellgrößen stellen sich z. B. unterschiedliche Dichten oder Bauteilfestigkeiten ein [61–63].

$$LED = \frac{P}{v} \quad (1)$$

$$E_v = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \quad (2)$$

2.1.3 Eigenspannungen

Aufgrund des kleinen Fokussdurchmessers und der hohen Scangeschwindigkeiten herrschen im PBF-LB-Prozess lokal begrenzt hohe Temperaturgradienten. Durch die schlagartig lokale Erwärmung und die Änderung des Aggregatzustandes beim Aufschmelzen durch den Laserstrahl kommt es zu einer starken thermisch bedingten Dichteänderung, weil die Wärmeleitung des Materials die eingebrachte Energie nicht im gleichen Maß abführen kann. Die thermische Ausdehnung wird durch die darunterliegende Schicht und benachbarte bereits erstarrte Schmelzbahnen behindert, so dass es zu plastischen Verformungen und Druckspannungen in den erstarrten Bereichen kommt. Anschließend kühlt die Schmelze wieder ab, wodurch die Spannung in den erstarrten Bereichen wieder abnimmt. Da dann die Kontraktion des umliegenden Werkstoffes behindert wird, entsteht an der Oberfläche aufgrund plastischer Stauchung ein Bereich mit Zugeigenspannungen, Abbildung 2.5 a [64]. Sind diese Spannungen größer als das Widerstandsmoment der Bauteile, verformen sich diese nach dem Bauprozess, wenn sie von der Bauplattform gelöst werden [65]. Diese Spannungen können sich so weit aufsummieren, dass diese die Zugspannung des Materials übersteigen und Risse während des Bauprozesses auftreten [66].

Die etablierteste Möglichkeit, diesen Eigenspannungen und Bauteilversagen während des Bauprozesses entgegenzuwirken, ist das Vorheizen der Bauplattform, wodurch der Temperaturgradient reduziert wird. Zusätzlich bewirkt die dauerhaft erhöhte Temperatur während des Prozesses, dass Eigenspannungen unter anderem durch Kriechprozesse bereits abgebaut werden. Verschiedene Untersuchungen belegen, dass bereits eine Vorwärmtemperatur der Bauplattform von 200 °C die Eigenspannungen von Stählen [65] und Aluminiumlegierungen [67] erheblich reduzieren kann, Abbildung 2.5 b.

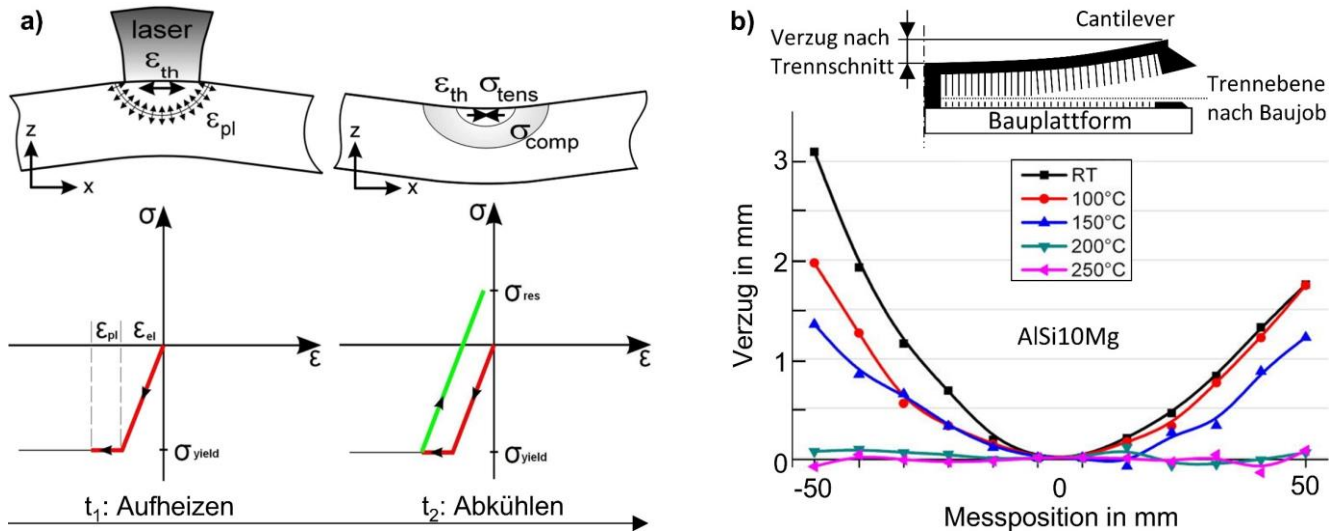


Abbildung 2.5: a) Entstehung von Eigenspannungen im Laserschweißprozess nach [66], b) Einfluss der Vorheiztemperatur der Bauplattform auf resultierende Eigenspannungen gemessen als Verzug eines gedruckten Cantilevers nach [67]

2.1.4 Oberflächenrauheit

Die Oberflächenrauheit im PBF-LB-Prozess variiert in Abhängigkeit der Flächenorientierung zur Bauplattform, der Scanstrategie und den Prozessstellgrößen. Durch die Zerlegung des Bauteils in 2D-Schichten wird die reale Form nur approximiert hergestellt und es entsteht ein Treppenstufeneffekt bei nicht horizontalen oder vertikalen Flächen [16]. Zur Bauplattform orientierte angewinkelte Flächen weisen zudem höhere Oberflächenrauheiten auf, weil die Schmelze aufgrund der geringen Viskosität durch die hohen Schmelztemperaturen in das Pulverbett fließt [68,69]. Der Einsatz von Scanstrategien mit Konturscan reduziert die Oberflächenrauheit, weil die „unregelmäßigen“ Enden der Schmelzbahnen nicht mehr die Außenfläche bilden [70]. Eine Erhöhung der LED des Konturscans gegenüber der Flächenscaneinstellung verbessert die Oberflächenrauheit zusätzlich [71]. Durch die Erhöhung der LED wird Balling an der Oberfläche, Abbildung 2.6 a, verhindert und die Viskosität der Schmelze nimmt ab, wodurch sich eine geschlossene Oberfläche bildet, Abbildung 2.6 b [72]. Durch die Erhöhung der LED im Konturscan entstehen jedoch vermehrt Prozessporen in der Randschicht, Kapitel 2.1.2, Abbildung 2.6 d. Diese Randporosität und die weiterhin hohe mittlere Oberflächenrauheit reduzieren die Ermüdungsfestigkeit additiv hergestellter Bauteile [71]. Wird die LED zu stark erhöht, wird das Schmelzbad, wie in Kapitel 2.1.2 beschrieben, instabil und es entstehen große Schmelzspritzer. Diese

haften an der Bauteiloberfläche, wodurch sich die Oberflächenrauheit wieder erhöht, Abbildung 2.6 c [73].

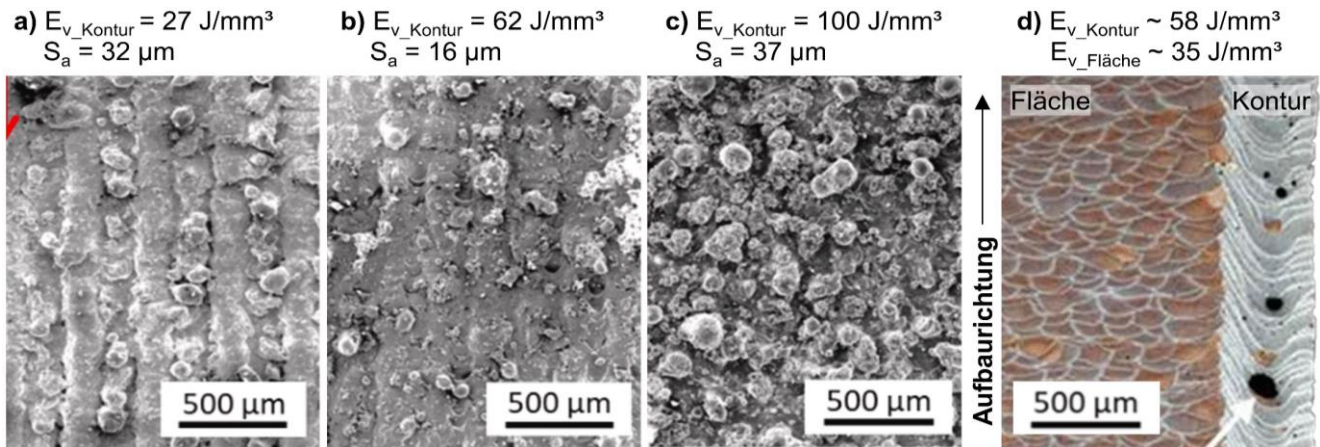


Abbildung 2.6: a,b,c) Einfluss der Konturvolumenenergiedichte auf die Oberflächenrauheit und Topographie nach [74], d) Einfluss erhöhter Konturvolumenenergiedichte auf die Randporosität nach [71]

2.2 Werkstofftechnische Grundlagen

Im Folgenden werden die Eigenschaften und der Einfluss von Wärmebehandlungen auf das in dieser Arbeit verwendete Matrixsystem beschrieben. Anschließend werden die festigkeitssteigernden Mechanismen der Partikelverstärkung in metallischen Matrizen erläutert und der aktuelle Kenntnisstand zu additiv hergestellten PAMC-Werkstoffen dargestellt.

2.2.1 Lasergeschmolzenes AlSi10Mg, Gefüge und Eigenschaften

Im PBF-LB-Prozess werden bei der Verarbeitung von Aluminiumlegierungen Abkühlgeschwindigkeiten der Schmelze von 10^4 - 10^5 K/s erreicht [75]. Durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit bildet sich ein feinzelliges Gefüge. Diese Zellen bestehen aus α -Aluminiummischkristall umhüllt von Aluminium-Silizium-Ausscheidungen, Abbildung 2.7 b. Die Zellen am Schmelzbahnrand sind gröber als im Kern, Abbildung 2.7 a [76,77]. Alle Zellen sind deutlich feiner als die in langsamer abkühlenden Gießprozessen entstehenden Aluminium-Silizium-Ausscheidungen, weshalb die Festigkeit von lasergeschmolzenem AlSi10Mg im Vergleich zu gegossenem deutlich höher ist [78].

Durch verschiedene Wärmebehandlungen können die Eigenschaften des Werkstoffes verändert werden. Meist werden Aluminiumwerkstoffe lösungsgeglüht und in Wasser abgeschreckt (engl. Solution Heat Treatment: SHT) und anschließend warmausgelagert (engl. Artificial Aging: AA). Diese Kombination wird T6 genannt. Alternativ wird der Werkstoff nur warmausgelagert (engl. Direct Aging: DA). Während durch die T6-Wärmebehandlung eine Steigerung der Bruchdehnung bei abnehmender Festigkeit beobachtet wird [79–81], kann durch DA eine Festigkeitssteigerung bei abnehmender Bruchdehnung beobachtet werden [76,80–82]. Durch die T6-Wärmebehandlung wird die zelluläre Struktur durch Diffusion aufgelöst und es entstehen siliziumreiche Ausscheidungen, die größer als die vorangegangenen Zellen sind, Abbildung 2.7 d. Dieses veränderte Gefüge behindert die Versetzungsbewegung unter Belastung weniger, was zu einer geringeren Festigkeit bei höherer Bruchdehnung führt [76]. Bei DA hingegen beginnt die Zellhülle sich aufzulösen und es bilden sich nanometergroße Siliziumausscheidungen in den Zellen, Abbildung 2.7 c. Diese zusätzlichen Ausscheidungen behindern die Versetzungsbewegung und erhöhen somit die Festigkeit des Materials [76,83].

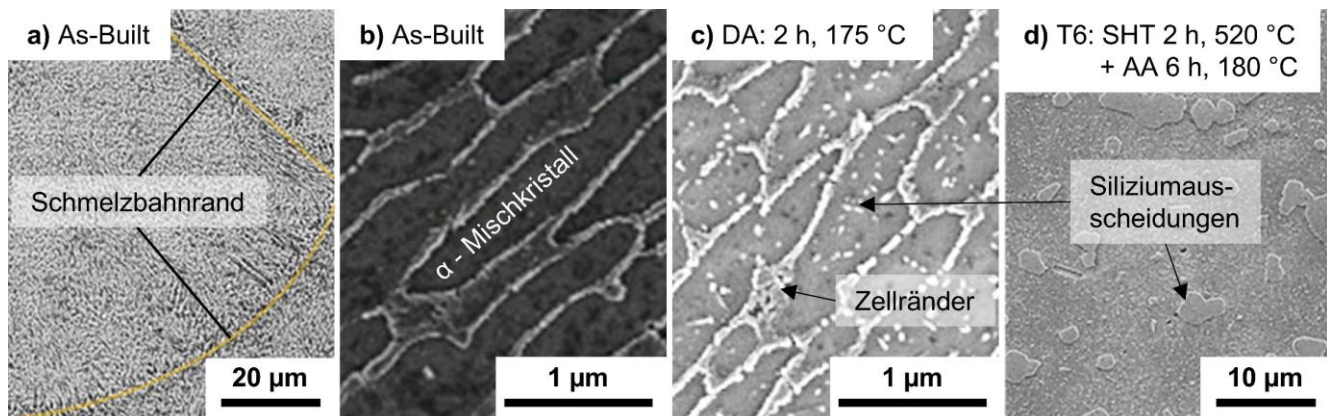


Abbildung 2.7: Gefügezustände AlSi10Mg a, b) As-Built, c) Wärmebehandelt DA: 2 h, 175 °C, d) Wärmebehandelt T6: 2 h, 520 °C + 6 h, 180 h. Nach [76,83]

2.2.2 PAMC, Mechanismen und Eigenschaften

Verbundwerkstoffe bestehen aus Verstärkungsstoffen, die in eine Matrix eingebettet sind [84]. Angestrebt wird, die Eigenschaften einzelner Bestandteile zu kombinieren, um einen neuen Werkstoff mit veränderten Eigenschaften zu erzeugen. Ein Ziel von

Metallmatrix-Keramik-Verbunden ist z. B. die hohe Duktilität und Schlagzähigkeit von metallischen Werkstoffen mit der hohen Festigkeit und Steifigkeit von Keramiken zu kombinieren, um festere und steifere Leichtbauwerkstoffe herzustellen [85,86]. Die wirkenden Verstärkungsmechanismen werden in direkte und indirekte Verstärkung unterteilt [87]. Bei der direkten Verstärkung wird die auf einen Werkstoff wirkende Last von der schwächeren Matrix auf die Verstärkung übertragen [12]. Dieser Effekt ist jedoch hauptsächlich bei faserverstärkten Verbundwerkstoffen zu beobachten [88]. Für partikelverstärkte Verbundwerkstoffe ist die indirekte Verstärkung entscheidend. Diese entsteht durch die Inkongruenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Matrix und Verstärkung, wodurch im Mikrobereich Verspannungen bei der Herstellung oder durch thermische Belastung entstehen. Aufgrund der stärkeren Kontraktion der metallischen Matrix wirken auf die Verstärkungspartikel Druckspannungen und auf die Matrix radiale und tangential Zugspannungen, die mit zunehmendem Abstand vom Verstärkungspartikel abnehmen [89,90]. Überschreiten die Spannungen die Dehngrenze der Matrix während der Abkühlung, bilden sich an der Grenzfläche zwischen Matrix und Verstärkungspartikel Versetzungen, deren Dichte mit zunehmendem Abstand vom Verstärkungspartikel abnimmt. Die Zunahme der Versetzungsdichte begründet die Festigkeitssteigerung [91–93]. Aus diesem Zusammenhang ergibt sich, dass mit zunehmender thermischer Inkongruenz, mit steigendem Volumenanteil Verstärkungspartikel und mit abnehmender Partikelgröße (Zunahme des Oberflächen/Volumen-Verhältnisses) die Festigkeit gesteigert werden kann, Abbildung 2.8. Diese Zusammenhänge sind durch Formel 3 mathematisch beschrieben:

$$\Delta\sigma_{CTE} = Ag \cdot G \cdot \vec{b} \cdot \left(\frac{V}{1-V} \cdot \frac{B \cdot \Delta T \cdot \Delta\alpha}{\vec{b}} \right) \cdot \left(\frac{1}{d} \right) \quad (3) \quad [94]$$

$\Delta\sigma_{CTE}$: Festigkeitssteigerung durch Versetzungen

Ag: Geometrische Konstante. Für Aluminiumwerkstoffe: 1,25 [95]

G: Schermodul der Matrix

B: Geometrische Konstante für die Partikelform

$\vec{b}$: Burgers Vektor. Für Aluminiumwerkstoffe: $2,86 \cdot 10^{-10}$ m [94]

V: Volumenanteil Verstärkungspartikel

d: Durchmesser Verstärkungspartikel

ΔT : Temperaturänderung

$\Delta\alpha$: Inkongruenz der Wärmeausdehnungskoeffizienten: $\alpha_{Matrix} - \alpha_{Verstärkung}$

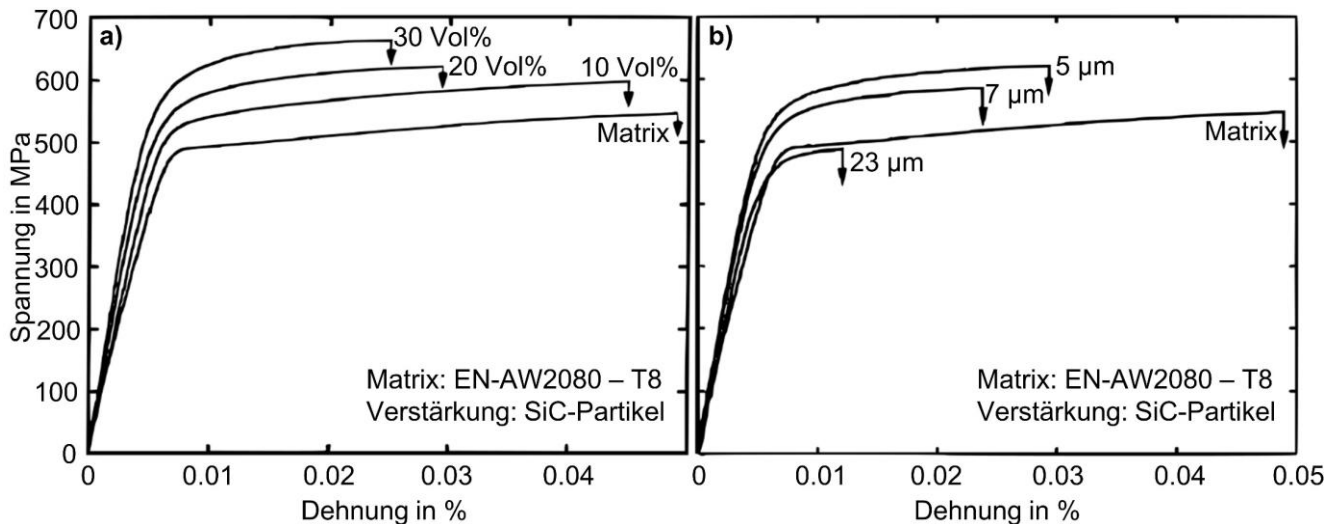


Abbildung 2.8: Einfluss der a) Volumenanteil, b) Verstärkungspartikelgröße auf Festigkeit und Bruchdehnung [96]

Damit sich die in Formel 3 und in Abbildung 2.8 beschriebenen Zusammenhänge einstellen, müssen vier Kriterien erfüllt werden: Die Partikel dürfen während der Verarbeitung nicht brechen, keine Defekte haben, es dürfen sich keine Partikelcluster bilden und es muss eine stoffschlüssige Verbindung zwischen Verstärkungsphase und Matrix entstehen. Brechen Partikel während der Herstellung oder Verarbeitung des Werkstoffs, können sie die wirkenden Lasten nicht mehr übertragen und schwächen den Verbundwerkstoff [88]. Sind die Verstärkungspartikel groß, ist die Wahrscheinlichkeit von Defekten in der Verstärkungsphase erhöht, so dass die Partikel bei Belastung vorzeitig brechen. Dies führt zu einer geringeren Bruchdehnung und Festigkeit, Abbildung 2.8 b (23 µm) [96]. Bildet sich ein Cluster von Verstärkungspartikeln, kommt es bei Belastung zu einer Spannungskonzentration, und das Versagen des Verbundes beginnt in diesen Clustern bei geringerer Bruchdehnung als bei homogener Verteilung der Partikel [97]. Findet keine Grenzflächenreaktion statt oder ist die Grenzflächenfestigkeit zwischen Matrix und Verstärkungspartikeln gering, löst sich die Matrix bei Belastung von den Verstärkungspartikeln, so dass die Partikel das Risswachstum nicht behindern. Die Bruchdehnung und die Festigkeit nehmen ab [98].

Neben der Matrixverspannung wirken die Verstärkungspartikel ausscheidungshärtend und behindern das Kornwachstum während der Erstarrung [99]. Durch die Kornfeinung wird die Festigkeit weiter erhöht und kann nach der Hall-Petch-Beziehung abgeschätzt werden, Formel 4 [100].

$$\Delta\sigma_{HP} = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{s}} \quad (4) \quad [100]$$

$\Delta\sigma_{HP}$: Festigkeitssteigerung durch Kornfeinung

σ_0 : Streckgrenze ohne Korngrenzen. Für AlSi10Mg: 10 MPa [101]

k: Hall-Petch-Koeffizient. Für AlSi10Mg: 0.4 MPa/mm² [101]

s: Korndurchmesser

Erste Veröffentlichungen zur Verarbeitung von PAMCs im PBF-LB-Prozess finden sich in der Literatur seit ca. 2015. In diesen werden ausschließlich SiC-Partikelverstärkungen mit dem Ziel untersucht, die Verschleißbeständigkeit des Werkstoffes zu verbessern. In diesen Untersuchungen werden Partikel mit einer Größe zwischen 3-30 µm und Zugaben zwischen 8.5-20 Vol% untersucht [102–104]. Xue et al. beschreiben, dass die Prozessstellgrößen zur Herstellung dichter Bauteile im Vergleich zum reinen Matrixwerkstoff angepasst werden müssen [102]. Weitere Veröffentlichungen belegen, dass die Größe einer stoffschlüssigen Reaktionsschicht zwischen Matrix und Verstärkungsphase durch den Energieeintrag beeinflusst werden kann [103,104].

In PAMCs-Veröffentlichungen, die Ansätze zur Festigkeitssteigerung von Aluminiumwerkstoffen vorstellen, werden Nanopartikel zur Kornfeinung eingesetzt und seit ca. 2021 publiziert. Es wird nachgewiesen, dass Verstärkungspartikel ≥200 nm aufgrund der gegenüber der Matrix abweichenden Gitterkonstante als Keimbildner wirken [105] und kein Zener-Pinning wie bei größeren Partikeln auftritt [99]. Durch die Zugabe von >2 Ma% TiC-Nanopartikeln wird die Korngröße reduziert und die Festigkeit signifikant, Abbildung 2.9 a, bei deutlicher Reduktion der Bruchdehnung gesteigert [105,106].

Die Zusammenfassung der ausgewerteten Veröffentlichungen ergibt, dass in der additiven Fertigung TiC- und TiB₂-Nanopartikel zur Festigkeitssteigerung eingesetzt werden. In konventionellen Verfahren werden vor allem mikrometergroße Keramikpartikel aus Al₂O₃, SiC und B₄C eingesetzt, durch deren Einsatz die Dehngrenze des Verbundwerkstoffes, bezogen auf die Matrixfestigkeit, am effektivsten gesteigert wird. Die höchste Festigkeitssteigerung wird durch den Einsatz von B₄C-Partikeln mit einer mittleren Größe von 5 µm erreicht, Abbildung 2.9 b.

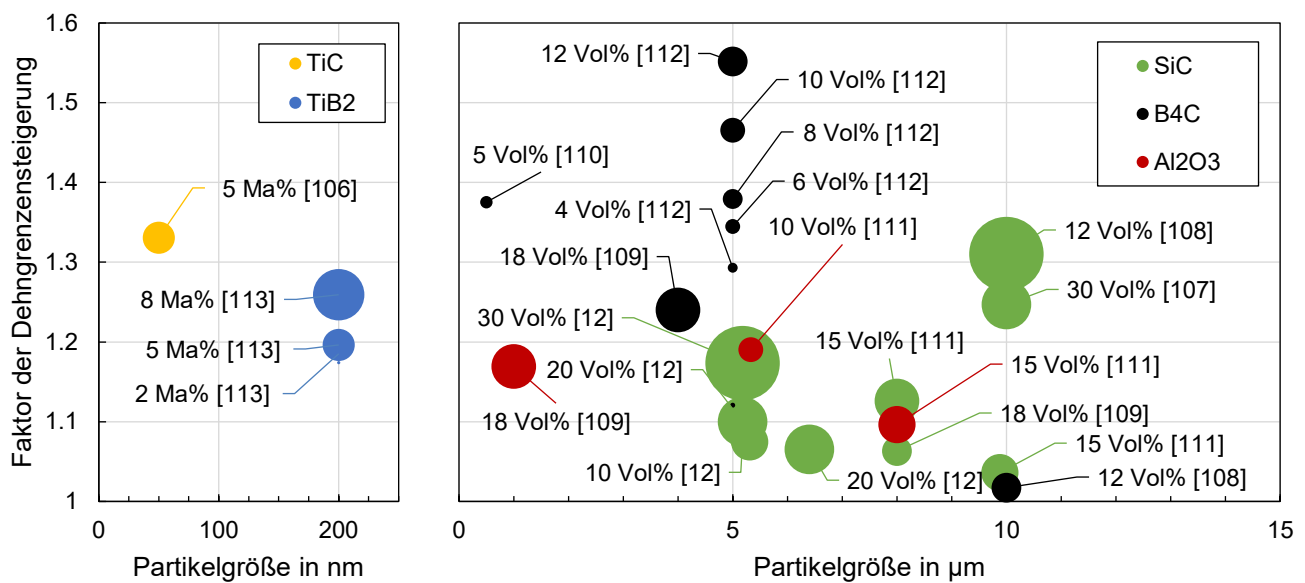


Abbildung 2.9: Zusammenfassung experimenteller Nachweise der Festigkeitssteigerung von konventionell hergestellten PAMCs Werkstoffen [12,106–113]

3 Eigener Ansatz

Das in Kapitel 1 vorgestellte Ziel dieser Arbeit ist, Aluminiumwerkstoffe, die mit Seltenen Erden verstärkt sind, durch einen PAMC-Werkstoff zu substituieren. Unter Berücksichtigung der Schwerpunkte aus Kapitel 2 werden im Folgenden die getroffenen Annahmen, die verfolgten methodischen Ansätze sowie die durchgeführten Analysen erläutert und begründet.

Definition der untersuchten Werkstoffe: Die Verarbeitung und die Eigenschaften von AlSi10Mg im PBF-LB-Prozess sind hinreichend untersucht und die Legierung ist in Pulverform gut verfügbar, weshalb dieser Werkstoff als Matrix in dieser Arbeit eingesetzt wird [114]. Aus dem Stand der Technik ist bekannt, dass zur Festigkeitssteigerung von Aluminiumwerkstoffen Al₂O₃, SiC oder B₄C in der konventionellen Fertigung eingesetzt und parallel weiterentwickelt werden. Al₂O₃ kann nicht im PBF-LB-Prozess eingesetzt werden, weil der Sauerstoff des Al₂O₃ insbesondere mit dem Magnesium der AlSi10Mg-Legierung reagiert. Es entsteht ein stark poröses und sprödes Material, das nicht an der Bauplattform anschweißt [115]. Die Verarbeitung von Aluminium-SiC Feedstocks im PBF-LB-Prozess liegt im Fokus aktueller Forschung, Kapitel 2.2.2. Die höchste Festigkeitssteigerung kann rechnerisch, nach Formel 3, mit B₄C aufgrund des geringsten Wärmeausdehnungskoeffizienten erreicht werden. Zusätzlich hat B₄C die geringste Dichte, weshalb es als Verstärkungsphase ausgewählt wird, Tabelle 3.1.

Tabelle 3.1: Eigenschaften gängiger Aluminiumverstärkerkeramiken [116]

	Al ₂ O ₃	SiC	B ₄ C
Wärmeausdehnungskoeffizient in 10⁻⁶K⁻¹	6.5-9.9	4.5	2.63-5.6
Dichte in g/cm³	3.95	3.17	2.45

Die Herausforderung dieser Materialkombination besteht in der Herstellung einer stoffschlüssigen Verbindung. Die umfangreichen Untersuchungen von Viala et al. [117] belegen, dass Aluminium und B₄C ab einer Temperatur von >677 °C reagieren. Eine stoffschlüssige Verbindungsphase bildet sich demnach erst oberhalb des Schmelz-

punktes von Aluminium. Aufgrund der deutlich höheren Temperaturen im Laserschmelzprozess wird angenommen, dass die Grenzphasenreaktion während des Probenaufbaus stattfindet, obwohl die Reaktionszeit durch die hohen Abkühlgeschwindigkeiten sehr kurz ist.

Während der Untersuchung des definierten Materialsystems ergibt sich, dass dieses aufgrund hoher prozessbedingter Eigenspannungen Risse bildet. Deshalb wird die weitere Zugabe von 3 Vol% verfügbare Ti6Al4V-Partikel untersucht, weil Titan die Festigkeit von Aluminiumlegierungen steigert [118].

Festlegung der Verstärkungspartikelgröße: Aus dem Stand der Technik ist bekannt, dass Keramikpartikel $>20 \mu\text{m}$ eine höhere Materialfehlerwahrscheinlichkeit haben und dadurch die Festigkeit des Verbundwerkstoffes schwächen. Zur Festigkeitssteigerung müssen kleinere Partikel zugegeben werden. Die Beschichtbarkeit der gemischten Feedstocks wird deshalb deutlich abnehmen, weil diese Partikelgröße in der Regel aus Aluminiumpulvern ausgesiebt wird und keramische Partikel nicht sphärisch verfügbar sind, wodurch die Kohäsionskräfte im Feedstock steigen, Kapitel 2.1.1.

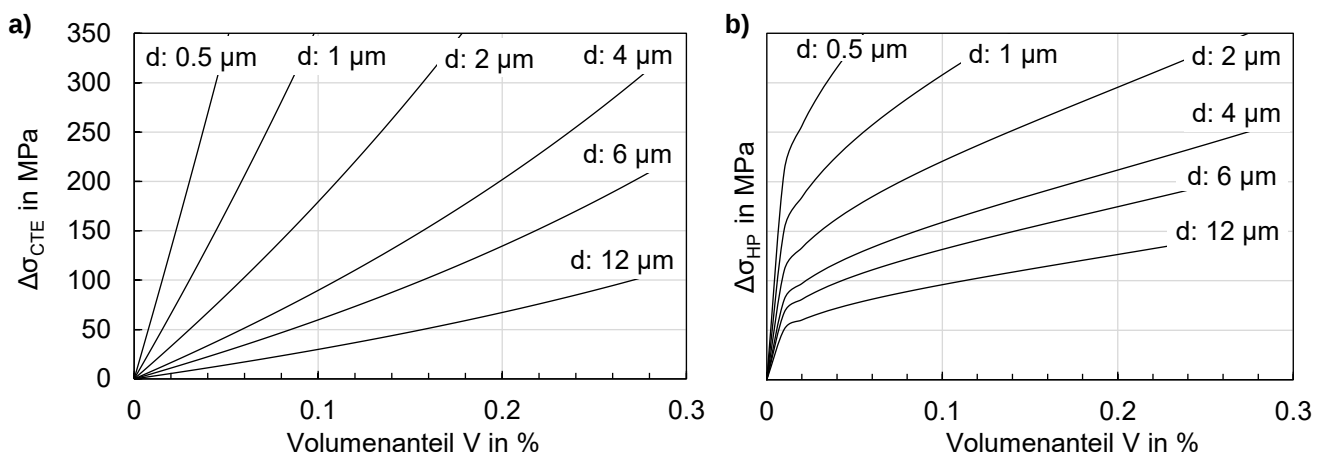


Abbildung 3.1: Einfluss der Verstärkungspartikelgröße und des Volumenanteils auf die Festigkeitssteigerung nach, a) Formel 3 für einen Aluminium-B4C-Verbundwerkstoff, b) Formel 4 für Korndurchmesser $s = ((\pi \cdot d^2) / (4 \cdot V))^{0.5}$ bei einer homogenen Partikelverteilung mit identischem Abstand zueinander

Nach Formeln 3, 4 steigt die Verfestigungswirkung mit abnehmender Partikelgröße exponentiell und mit zunehmendem Volumenanteil stetig an, Abbildung 3.1, was

experimentelle Untersuchungen bestätigten, Kapitel 2.2.2. Als Kompromiss zwischen Festigkeitssteigerung und beherrschbarer Beschichtbarkeit wird die mittlere Verstärkungspartikelgröße auf 6 μm festgelegt.

Produktion der Feedstocks: Die einzelnen Feedstock-Bestandteile werden mit einem selbst konzipierten 3D-Labormischer homogenisiert. Die Drehzahlen der Mischachsen werden durch Analogieversuche ermittelt und die Mischzeit zur Erreichung eines homogenen Zustands bestimmt.

Beschichtungsansätze für hochkohäsive Feedstocks: Die Beschichtung der gemischten Feedstocks mit am Markt verfügbaren Systemen ist nicht möglich, weshalb zwei Ansätze verfolgt werden, um eine homogene und fehlerfreie Beschichtung zu erreichen. Zum einen wird durch eine zusätzliche TiC-Nanopartikelbeschichtung die Beschichtbarkeit verbessert, Kapitel 2.1.1. Zum anderen wird ein ultraschallangeregter Beschichter entwickelt. Dieser Ansatz wird aus der Verfahrenstechnik abgeleitet, in der Schwingungsanregungen in Silos, Sieben und in der Dosiertechnik zur Förderung von feinen trockenen Pulvern eingesetzt werden [119–122]. Hochfrequente Schwingungen im kHz Bereich reduzieren die Pulverkohäsion, weil die Partikel durch die Anregung den Kontakt zueinander verlieren [122–124].

Anpassung der industriellen PBF-LB-Anlage zur materialeffizienten Forschung: Die für die industrielle Produktion konzipierte und zur Verfügung stehende Versuchsanlage wird umgebaut, um diese auch mit geringen Pulvermengen betreiben zu können.

Anpassung der Belichtungsstellgrößen: Die Zugabe von Verstärkungspartikel verändern die Materialeigenschaften, weshalb die Laserleistung, die Scangeschwindigkeit und der Bahnabstand angepasst werden müssen, um dichte Probekörper herzustellen.

Analyse der werkstofftechnischen Eigenschaften: Um den jeweiligen Effekt der eingesetzten Nano- bzw. Mikropartikel auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften zu analysieren, werden diese getrennt voneinander untersucht. Aufgrund der abnehmenden Bruchdehnung bei steigendem Verstärkungspartikelanteil, Abbildung 2.8, wird untersucht, ob eine T6-Wärmebehandlung diese wieder erhöhen kann. Zusätzlich wird das häufig auf Aluminiumwerkstoffe angewendete DA zur Festigkeitssteigerung untersucht.

4 Methodik

Nachfolgend werden die verwendeten Materialien, Prozesse und Versuchsaufbauten beschrieben. Die jeweiligen Versuchspläne folgen in den Ergebniskapiteln 5 bis 8.

4.1 Verwendete Pulverwerkstoffe

Für die Versuche werden vier verschiedene Ausgangspulverwerkstoffe verwendet, die jeweils aus einer Produktionscharge stammen. Die metallischen Pulver werden von der Firma m4p material Solutions GmbH bezogen. Das AlSi10Mg-Pulver weist vereinzelte Satelliten auf und liegt kartoffelförmig vor, das Ti6Al4V ist sphärisch. Für die Makroverstärkung wird gebrochenes B4C der Firma Industriekeramik Hochrhein GmbH in blockartiger Form verwendet. Die TiC-Nanopartikel mit einem durchschnittlichen Durchmesser von 50 nm (Herstellerangabe) werden von IoLiTec Ionic Liquids Technologies GmbH bezogen. Im Anlieferungszustand sind diese agglomeriert und weisen eine Größe zwischen ~5 µm und 40 µm auf. Die chemische Zusammensetzung der Pulvermaterialien wird von den Lieferanten mittels Röntgenfluoreszenz (XRF), optischer Emissionsspektrometrie mit induktiv gekoppeltem Plasma (ICP-OES) sowie Karl-Fischer-Titration gemessen, Tabelle 4.1. Die Messung der Partikelgrößenverteilung erfolgt mittels trockener Laserbeugung mit einem Cilas 1090, Abbildung 4.1. Die Größenverteilung der Nanopartikel kann mit den verfügbaren Messmitteln nicht bestimmt werden. Die Morphologie der Ausgangspulverwerkstoffe wird im Rasterelektronenmikroskop festgehalten, Abbildung 4.2.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Pulverausgangswerkstoffe in Ma%

	Fe	Si	Mg	Mn	Ti	V	Zn	Al	Ca	O	B4C	H2O
AlSi10Mg	0.18	9.8	0.35	0.01	0.03		0.01	Base				0.015
Ti6Al4V	0.17				Base	4.2		6.3		0.08		0.006
B4C	0.34	0.4			<0.01			0.04	0.04		Base	0.219

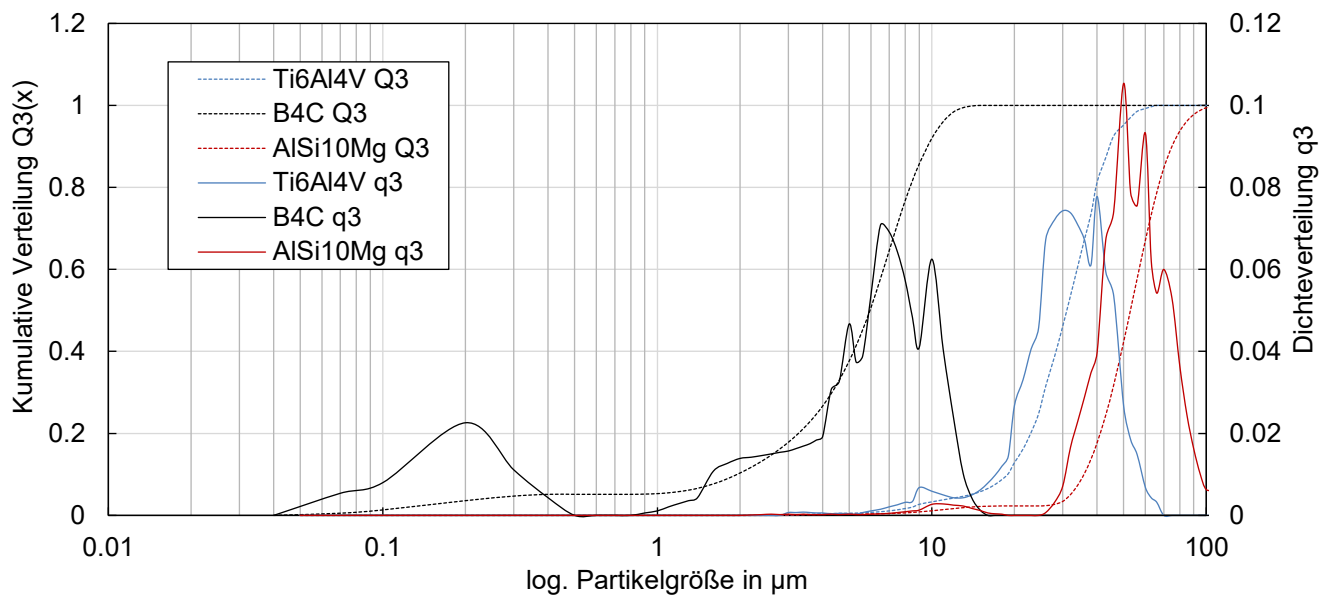


Abbildung 4.1: Partikelgrößenverteilung der verwendeten Ausgangspulver, erweitert nach [125]

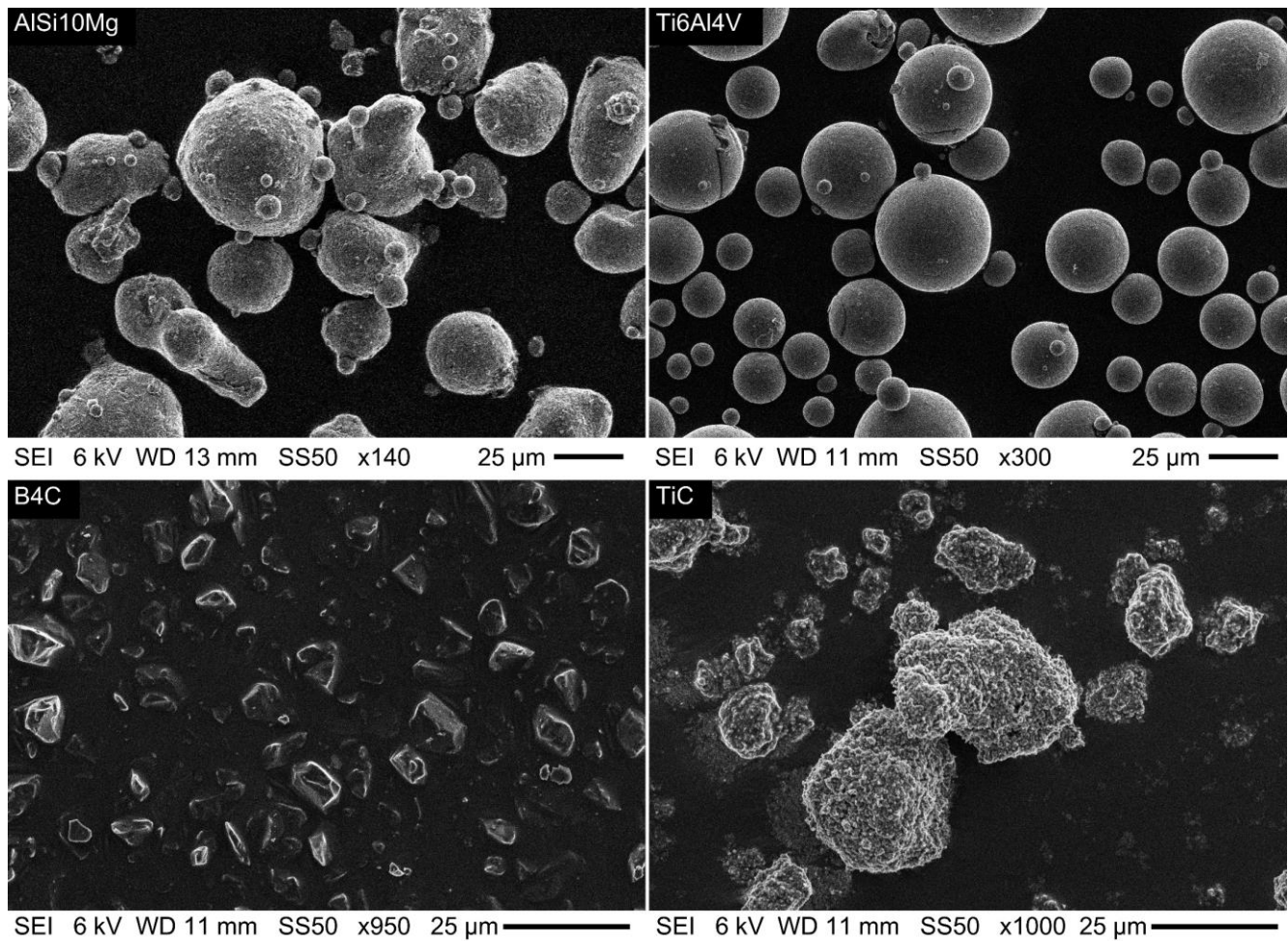


Abbildung 4.2: Morphologie der verwendeten Ausgangspulver, erweitert nach [125]

Die Schüttdichte und die Klopfdichte der Pulver werden gemäß ISO 3923-2 [38] und ISO 3953 [39] bestimmt, Tabelle 4.2. Die Schüttdichte wird mit einem Scott Volumeter der Firma 3P Instruments GmbH & Co. KG und einem 25 ml Becher gemessen. Hierfür werden jeweils 30 ml Pulver in den Trichter des Scott-Volumeters gegeben. Der auf dem Becher überstehende Pulverberg wird mit einer 45° angewinkelten Klinge zwei Mal aus zwei Richtungen vom Becher stechend geschoben. Das Gewicht wird mit einer Präzisionswaage XSR204 der Firma Mettler Toledo GmbH bestimmt. Die Messung der Klopfdichte erfolgt mittels BeDensi T3 Pro Messgerät der Firma 3P Instruments GmbH & Co. KG und einem 100 ml Messzylinder, der mit $100 \pm 0,1$ g Pulver befüllt ist. Für die Prüfung wird eine Klopffrequenz von 200 Hz für 3000 Schläge eingestellt.

Tabelle 4.2: Schütt- und Klopfdichte der Ausgangspulver

	AlSi10Mg	Ti6Al4V	B4C
Schüttdichte ISO 3923-2 in g/cm³	1.335±0.001	2.454±0.003	0.586±0.005
Klopfdichte ISO 3953 in g/cm³	1.601±0.001	2.78±0.001	1.317±0.001

4.2 Feedstock-Herstellung

Die Pulverfeedstocks werden durch Mischen auf einem selbst konzipierten und vom Institut für Biologische Grenzflächen konstruierten und gefertigten 3D-Mischer hergestellt. Die elektrische Auslegung und Programmierung der Siemens-SPS wird vom Autor vorgenommen. Der Mischer kann mit zwei bis vier zylindrischen Pulverflaschen der Firma AMproved GmbH, die ein Volumen zwischen 2 l und 4 l haben und mit einem maximalen Gewicht von 20 kg beladen werden. Die Einstellung einer mehrdimensionalen, kaskadierenden Pulverbewegung erfolgt durch zwei getrennt steuerbare Achsen (Haupt-/Hilfsachse). Die Drehgeschwindigkeiten beider Achsen können zwischen 0 U/min bis 60 U/min frei eingestellt werden, Abbildung 4.3.

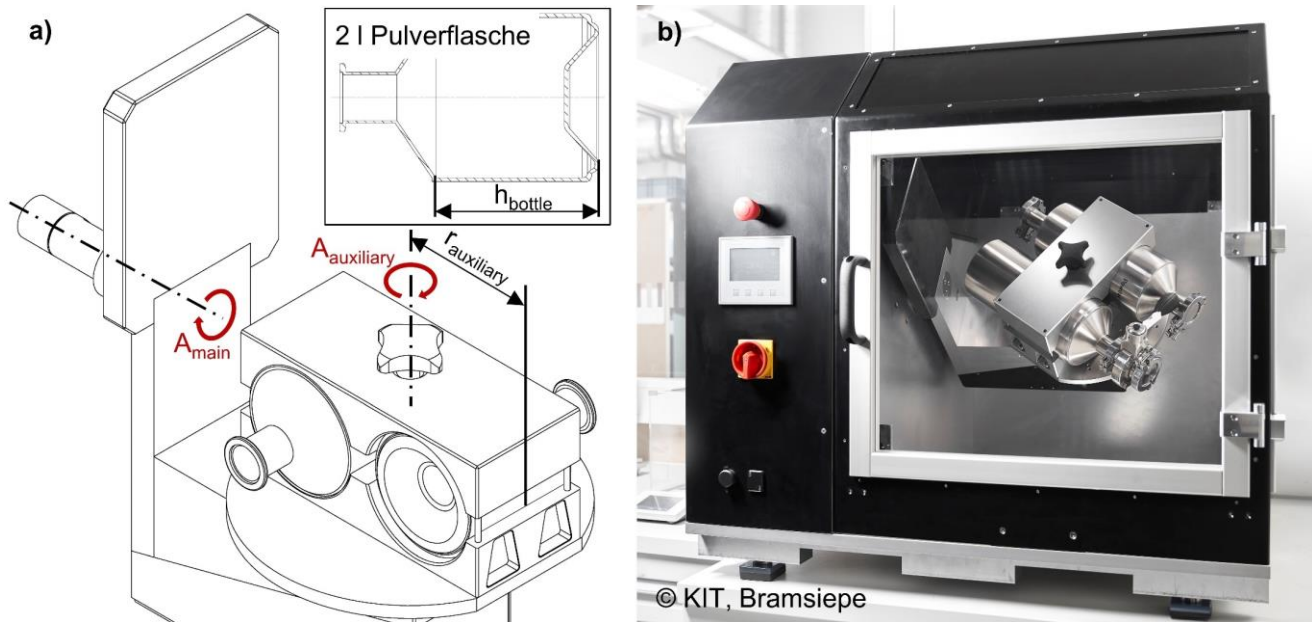


Abbildung 4.3: a) Wirkprinzip des Mischers, b) Fotografie des Pulvermischers

4.2.1 Berechnung der Pulvermassen

Auf Basis der Schüttdichte werden die notwendigen Pulvermassen zur Mischung eines AlSi10Mg-B4C-Feedstock mit definierten Volumenanteilen berechnet, Tabelle 4.2. Die notwendige Masse Nanopartikel, um das AlSi10Mg- oder B4C-Pulver vor der Mischung eines Feedstocks mit Nanopartikeln zu beschichten, wird über die Ersatzgröße der belegten Oberfläche (engl. Surface Average Coverage: SAC) berechnet. Der SAC-Wert gibt die Oberfläche der Wirtspartikel in Prozent an, die mit den Gastpartikeln, hier Nanopartikel, bedeckt sein soll. Zur Berechnung der Gastpartikelmasse für eine gegebene Wirtspartikelmasse und ein festgelegtes SAC müssen drei von der Realität abweichende Annahmen getroffen werden, die von Fulchini et al. [29] definiert sind:

- Alle Partikel sind ideale Kugeln und haben einen einheitlichen Durchmesser ihres d_{50} Wertes.
- Alle Gastteilchen haften in einer einzigen Schicht auf dem Wirtspartikel.
- Die Gastteilchen decken die Oberfläche der Wirtspartikel mit der Fläche ihres Durchmessers ab.

Für die Berechnung wird die Anzahl der Gastteilchen n_g mit der Querschnittsfläche $A_{\emptyset_guest}$ definiert, die erforderlich ist, um einen SAC-Wert einer Wirtspartikelkugeloberfläche A_{S_Wirt} zu bedecken, Formel 5. Die erforderliche Masse der Gastteilchen m_{guest} für eine gegebene Masse Wirtsteilchen m_{Al} wird mit den Massen eines Wirtsteilchens m_{1_host} , Formel 6 und eines Gastteilchens m_{1_guest} , Formel 7, skaliert, Gleichung 8 [125].

$n_g = \frac{SAC \cdot A_{S_host}}{A_{\emptyset_guest}} = \frac{4 \cdot SAC \cdot d_{50_host}^2}{d_{50_guest}^2}$	Anzahl Gastpartikel für ein Wirtspartikel	(5) [125]
$m_{1_host} = \frac{1}{6} \cdot \pi \cdot d_{50_host}^3 \cdot \rho_{host}$	Masse Wirtspartikel	(6) [125]
$m_{1_guest} = \frac{1}{6} \cdot \pi \cdot d_{50_guest}^3 \cdot \rho_{guest}$	Masse Gastpartikel	(7) [125]
$m_{guest} = \frac{n_g \cdot m_{1_guest} \cdot m_{Al}}{m_{1_host}} = \frac{4 \cdot SAC \cdot d_{50_guest} \cdot \rho_{guest} \cdot m_{Al}}{d_{50_host} \cdot \rho_{host}}$	Masse Gastpartikel für eine gegebene Masse Wirtspartikel	(8) [125]

4.2.2 Pulvermischprozess

Die Pulverbewegung im Mischer ist nicht beobachtbar, deshalb werden die idealen Drehzahlen der Mischachsen in einem Analogieversuch bestimmt. Dazu werden 100 ml reines AlSi10Mg-Pulver in einer mit Glasdeckeln verschlossen Trommel Ø 100 mm auf einer NEF 320-Drehmaschine von Gildemeister rotiert. Die Drehzahl wird in Schritten von 10 U/min variiert und die Pulverbewegung mit einer S16 Hochgeschwindigkeitskamera von Photron aufgezeichnet¹. Bei 60 U/min beginnt eine kaskadierende Pulverbewegung, die oberhalb von 100 U/min in eine zentrifugale Materialbewegung übergeht. Bei 100 U/min ist die Verteilung des Materials in der Trommel als kontinuierlicher Partikelschauer am ausgeprägtesten, Abbildung 4.4. Es wird angenommen, dass die Kombination aus rollenden und frei fallenden Partikeln die Homogenisierung von Pulvermaterialien beschleunigt.

¹ Entwicklung des Versuchsaufbaus und Aufnahme der Rohdaten durch Kai Drechsel (wbk)

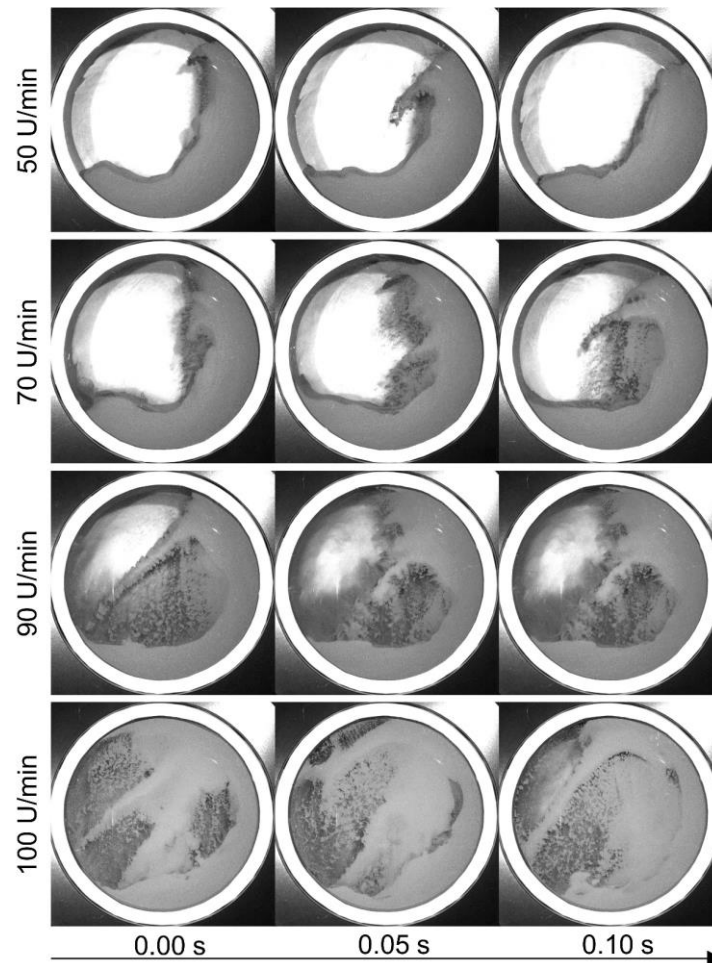


Abbildung 4.4: Hochgeschwindigkeitsaufnahmen der AlSi10Mg-Pulverbewegung in einer Trommel mit einem Durchmesser von 100 mm bei verschiedenen Rotationsgeschwindigkeiten

Die im Analogieversuch ermittelte ideale Mischgeschwindigkeit von 100 U/min wird über die Umfangsgeschwindigkeit der Glasdeckeltrommel auf die Geometrie des Mischers skaliert. Der effektive Wirkkreisdurchmesser der Hauptachse des Mischers (A_{main}) ist durch die 2 l Pulverflaschenlänge (h_{bottle}) von 207,5 mm und der effektive Durchmesser der Hilfsachse ($A_{\text{auxiliary}}$) durch den Außendurchmesser der Pulverflaschenhalterung ($r_{\text{auxiliary}}$) von 280 mm definiert, Abbildung 4.3 a. Die berechneten Werte von 48,19 U/min und 35,71 U/min für die Haupt- bzw. Hilfsachse werden auf die jeweils nächste Primzahl (47 bzw. 37) gerundet. Die Primzahlen ermöglichen die größtmögliche Anzahl unterschiedlicher Ausrichtungen der Mischbehälter in einem Bewegungszyklus. Es wird angenommen, dass dies die Homogenisierung zusätzlich beschleunigt. Die Drehrichtung beider Achsen wird im 10 min-Takt umgekehrt. Die

Drehzahl einer Achse wird dabei innerhalb von 10 s mit einer linearen Rampe angefahren.

Zur Ermittlung der idealen Mischzeit eines 500 ml Feedstocks in einer 2 l Flasche wird die Homogenität von AlSi10Mg +15 Vol% B4C nach verschiedenen Mischzeiten bestimmt. Für die Analyse werden 6 ml Proben des Feedstocks mit einem selbst entwickelten Probenehmer aus der Flasche entnommen, Abbildung 4.5 a. Die Entnahme von vier Proben erfolgt im Winkel von 90° zueinander aus der unteren Ecke zwischen Flaschenboden und Flaschenwand. Anschließend wird die Partikelgrößenverteilung der einzelnen Proben trocken mittels Laserbeugung bestimmt. Zur Bewertung der Homogenität wird der Anteil der B4C-Partikel in einer Probe bestimmt sowie der Mittelwert und die Standardabweichung zwischen den Proben berechnet. Gemäß Abbildung 4.1 ist eine klare Trennung zwischen AlSi10Mg und B4C bei einer Partikelgröße von 15 µm möglich, weshalb der Anteil der Partikel <15 µm einer Probe ausgewertet wird. Es ist zu erkennen, dass sich in den ersten Mischminuten eine hohe Streuung einstellt, die auf eine ungleichmäßige Verteilung der B4C-Partikel in den verschiedenen Proben hinweist. Ab einer Mischzeit von 10 min stellt sich ein geringerer und anschließend nur geringfügig wachsender Mittelwert ein und die Streuung der Messwerte nimmt stetig ab. Nach einer Mischzeit von 30 min ist die Streuung minimal, Abbildung 4.5 b, weshalb die Mischzeit für alle Mischvorgänge auf 30 min festgelegt wird.

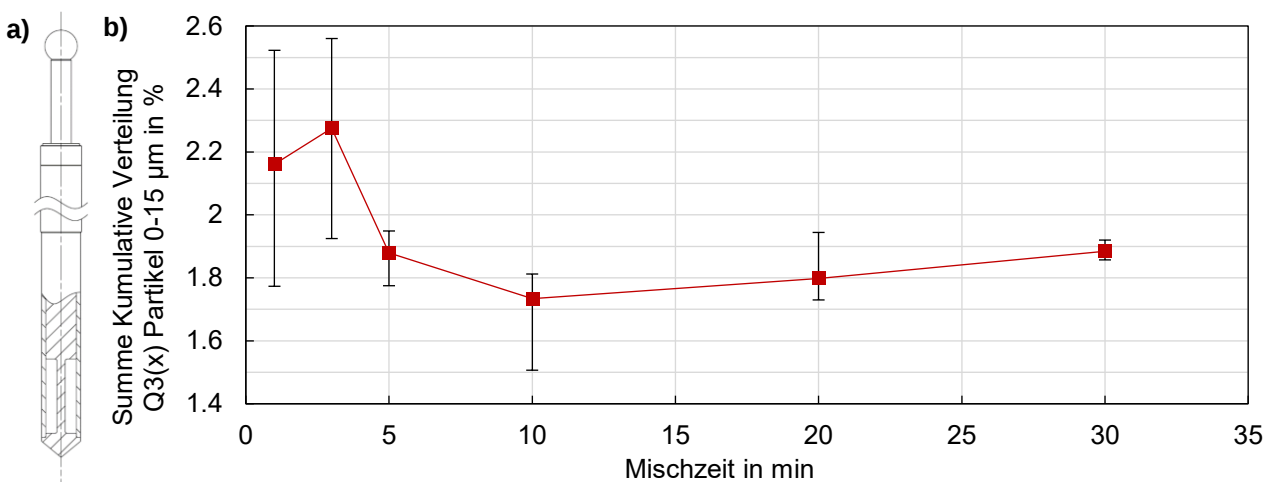


Abbildung 4.5: a) Schnittansicht des selbstentwickelten Probenehmers, b) Auswertung des durchschnittlichen Partikelvolumens < 15 µm sowie die Streuung zwischen den vier entnommenen Proben nach unterschiedlichen Mischzeiten

Zur Beschichtung von AlSi10Mg oder B4C mit TiC-Nanopartikeln werden TiC-Nanopartikel beschichtete Mahlkugeln mit 2 mm Durchmesser aus 1.4043 in die Mischflasche gegeben, um die großen Agglomerate des ursprünglichen TiC-Nanopartikelpulvers aufzubrechen. Das Gewicht der zugegebenen Kugeln entspricht der sechsfache Masse des zu beschichtenden Pulvers. Nach dem Beschichtungsprozess werden die Kugeln mittels eines 63 μm Analysensiebs mit 200 mm Durchmesser vom Pulver abgetrennt. Für den Siebvorgang wird das Sieb mit einem AS 200 Control Siebturm der Retsch GmbH auf 1,15 g angeregt und durch den Anschluss eines Breitbandkonverters der Firma Telsonic AG beschleunigt.

4.3 PBF-LB-Versuchsmaschine SLM280HL 1.0

Der PBF-LB-Verarbeitungsprozess der Feedstocks wird mit einer Pulverlaserschmelzanlage SLM280HL 1.0 der Firma SLM Solutions Group AG untersucht. Die Anlage ist mit einem 400 W Nd:YAG-Faserlaser (1070 nm) von IPG ausgestattet. Der Strahl hat eine gemessene Rayleighlänge von $z_R = 3.57 \text{ mm}$, einen fokussierten Spotdurchmesser von $w_0 = 81 \mu\text{m}$ [44] und ein $M^2 = 1.33$. Die Leistung ist zwischen 40 W und 400 W frei einstellbar. Die verbaute Scanoptik ermöglicht eine fokussierte Bearbeitung auf der Bauplattform mit Scangeschwindigkeiten zwischen 200 mm/s und 3000 mm/s. Zur Vermeidung von Oxidation während des Schmelzprozesses wird die Prozesskammer vor allen Versuchen mit dem Gas Argon 4.8 geflutet, bis ein Restsauerstoffgehalt von unter 100 ppm erreicht ist. Dieser Wert wird während des Prozesses geregelt gehalten. Zum Abtransport verdampfter Schmelze, Spritzern und aufgewirbelten Pulverpartikeln wird das Inertgas mit einer gemessenen Strömungsgeschwindigkeit von $0.46 \pm 0.01 \text{ m/s}$ über der Bauplattform zirkuliert. Die abtransportierten Stoffe werden über zwei H13- und einen H14-Filter aus dem Gas abgeschieden.

4.3.1 Anpassung zur Feedstockverarbeitung

Die eingesetzte Anlage ist serienmäßig mit einer 278x278 mm² Bauplattform ausgestattet und das Pulver wird über einen Tank oberhalb der Bauplattform bereitgestellt. Die für die Beschichtung erforderliche Pulvermenge wird über ein Flügelrad dosiert. Dieser Aufbau in Verbindung mit einem geschlossenen Pulverkreislauf (Rückführung

des Pulvers aus Überläufen über ein Sieb zurück in den Tank) ist für industrielle Produktionsabläufe konzipiert. Für die Untersuchung kleinerer Pulvermengen oder hochkohäsiver Pulver in der Werkstoffentwicklung ist dieser Kreislauf aus drei Gründen nicht geeignet:

Notwendige Pulvermenge: Für die vollständige Beschichtung der Bauplattform bei einer Schichtstärke von 50 µm wird, ideal betrachtet, eine Pulvermenge von ~4 ml ($278 \times 278 \times 0.05 \text{ mm}^3$) benötigt. Für den Aufbau von Zugstäben mit einer Höhe von 50 mm sind es 4 l (1000 Schichten). Dies entspricht ideal ~5.3 kg AlSi10Mg-Pulver. Diese Menge erlaubt keine materialeffiziente und wirtschaftliche Forschung aufgrund der hohen Pulverpreise.

Reinigungsaufwand: Der Pulvervorratstank, die Pulverüberläufe und der Beschichter müssen aus der Anlage ausgebaut und zerlegt werden. Anschließend werden diese Komponenten und der Anlageninnenraum gereinigt. Aufgrund der Trocknungszeiten der zu reinigenden Komponenten müssen hierfür mindestens 24 Stunden eingeplant werden. Damit ist keine zeiteffiziente und wirtschaftliche Forschung möglich, weil die Anlage während der Reinigung nicht verwendet werden kann und der Maschinenstundensatz von PBF-LB-Anlagen aufgrund ihres hohen Anschaffungspreises entsprechend hoch ist.

Notwendige Pulvereigenschaften: Pulverwerkstoffe dürfen nicht hochkohäsiv sein, damit diese allein durch die Schwerkraft aus dem Tank zum Flügelrad und frei zwischen Rakel und Bauplattform fließen.

Aufgrund der beschriebenen Einschränkungen im Regelbetrieb werden zwei Anlagenmodifikationen vorgenommen, damit sich diese für Forschungszwecke im Bereich Werkstoff- und Feedstock-Forschung eignet. Der Pulverbedarf wird durch eine Bauraumverkleinerung reduziert. Durch die Entwicklung eines neuen Beschichters entfällt die reguläre Pulverführung, wodurch der Reinigungsaufwand abnimmt. Zusätzlich ermöglicht der neue Beschichter den Einbau verschiedener Beschichtungssysteme, durch die auch hochkohäsive Pulverwerkstoffe fehlerfrei aufgerakelt werden können.

Bauraumverkleinerung

Die Bauraumverkleinerung besteht aus einem Zylindereinsatz und einem Kolben, die beide aus 1.4301 gefertigt sind. Der Zylindereinsatz reduziert den Bauraum auf einen Durchmesser von 100 mm und eine maximale Bauhöhe von 175 mm. Kolben und Zylinder sind mit einer auswechselbaren PTFE-Dichtung gegeneinander abgedichtet, die einer dauerhaften Temperatur von 260 °C standhält. Damit beim Absenken der Bauplattform im neu entstandenen Raum kein Druck entsteht, wird ein Sinterfilter für den Druckausgleich eingebaut, der gleichzeitig gegen Pulver abdichtet, Abbildung 4.6 a. Die Integration einer Bauplattform und Bauzylinderheizung sind bereits entwickelt, stehen zum Zeitpunkt der Versuche jedoch noch nicht zur Verfügung [126].

Beschichteranpassung

Der neue Beschichter besteht aus drei Hauptkomponenten. Einem eigenem Pulvertank, einem Dosierschieber zur definierten Pulverförderung und einer Montagevorrichtung für verschiedene Beschichtungssysteme. Der entwickelte Tank hat ein Volumen von 1.4 l. Der Dosierschieber besteht aus einem austauschbaren Blech mit einem rechteckigen Schlitz, um durch Anpassung der Schlitzbreite eine definierte Pulvermenge zu dosieren. In der Endposition des Beschichters wird der Dosierschieber über einen Anschlag in die entgegengesetzte Richtung geschoben. Der Schlitz bewegt sich hinter das Ende einer darunter liegenden Abdeckung und das Pulver im Schlitz fällt nach unten. In dieser Position wird der Behälter durch das Blech verschlossen. Bei der Rückwärtsbewegung des Beschichters wird der Dosierschieber durch Federn zurückgedrückt. Um verschiedene Beschichtungssysteme zu montieren und die Höhe der Beschichtungssysteme auszurichten, werden die Systeme in einem rechteckigen Block befestigt, der in jeder Höhe mit zwei Flachkugelschrauben fixiert wird [125].

Für den neuen Beschichter stehen derzeit drei verschiedene Beschichtungssysteme zur Verfügung: Ein Gummilippenhalter (Standardlippe SLM oder alternative Lieferanten), eine resonanzangeregte Ultraschallsonotrode mit Beschichtungsklinge und eine breitbandangeregte Ultraschallsonotrode mit Bürstenhalter. Die angeregten Systeme sind für die Verarbeitung von nicht beschichtbaren Pulverfraktionen und Feedstocks ausgelegt. Für die Beschichtung aller Feedstocks in dieser Arbeit wird ausschließlich das breitbandangeregte System verwendet. Dadurch wird ein möglicher Einfluss unterschiedlicher Pulverschichtdichten, deren Einfluss in dieser Arbeit nicht

betrachtet wird, die durch die unterschiedlichen Beschichtersysteme entstehen [127], auf die Forschungsergebnisse ausgeschlossen.

Das breitbandangeregte Beschichtungssystem besteht aus einem Breitbandkonverter und einer Quelle der Telsonic AG. Die Quelle variiert die Anregungsfrequenz kontinuierlich zwischen 35 kHz und 37 kHz und ermöglicht eine Veränderung der Anregungsintensität zwischen 30 % und 100 %. Durch die kontinuierliche Änderung der Frequenz wird immer eine Resonanzfrequenz der angeregten Teile getroffen. Dies ermöglicht den Einsatz von Schraubverbindungen zum einfachen Austausch der Beschichtungsgeometrie, die in direktem Kontakt mit dem Pulver steht und somit einem Verschleiß unterliegt. Dies ist bei resonanzangeregten Systemen nicht möglich. Gummi dämpft Schwingungen, Metall- oder Keramikklängen sind kostenintensiv und werden deshalb im PBF-LB-Prozess nur selten eingesetzt. Eine preiswertere Alternative sind Metallkämme, die in dieser Arbeit als Beschichtungsgeometrie fungieren. Die Kämme werden normalerweise in Elektronenstrahlmaschinen verwendet und sind Ersatzteile für eine Arcam-Elektronenstrahlmaschine von GE Additive. An der Unterseite der Sonotrode werden zwei Paare von Metallkämmen mit einem Abstand von 2 mm zueinander angeordnet und mit Flachkugelschrauben gegen die Sonotrode gepresst. Die Zähne des zweiten Kammes eines Paares decken die Lücke zwischen den Zähnen des ersten Kammes ab, um Streifen in der Pulverschicht zu vermeiden. Die Kämme haben eine Dicke von 0.1 mm und eine Zahnhöhe von 10 mm [125].

Da PBF-LB-Maschinen des Herstellers SLM Solutions Group AG keine offenen Steuerungsschnittstellen haben, wird zusätzlich ein mechanischer Positionsendschalter am Beschichtungswagen montiert, der die Ultraschallquelle abschaltet, sobald der Beschichtungswagen verfahren ist und die Laserbelichtung der Schicht beginnt. Neben dem Hochspannungskabel zum Konverter und dem Steuerkabel für den Schalter wird ein Erdungskabel an den Konverter angeschlossen, um auch bei einer Störung des Ultraschallsystems einen sicheren Betrieb der Anlage zu gewährleisten [125]. Der vollständige Aufbau ist in Abbildung 4.6 b dargestellt.

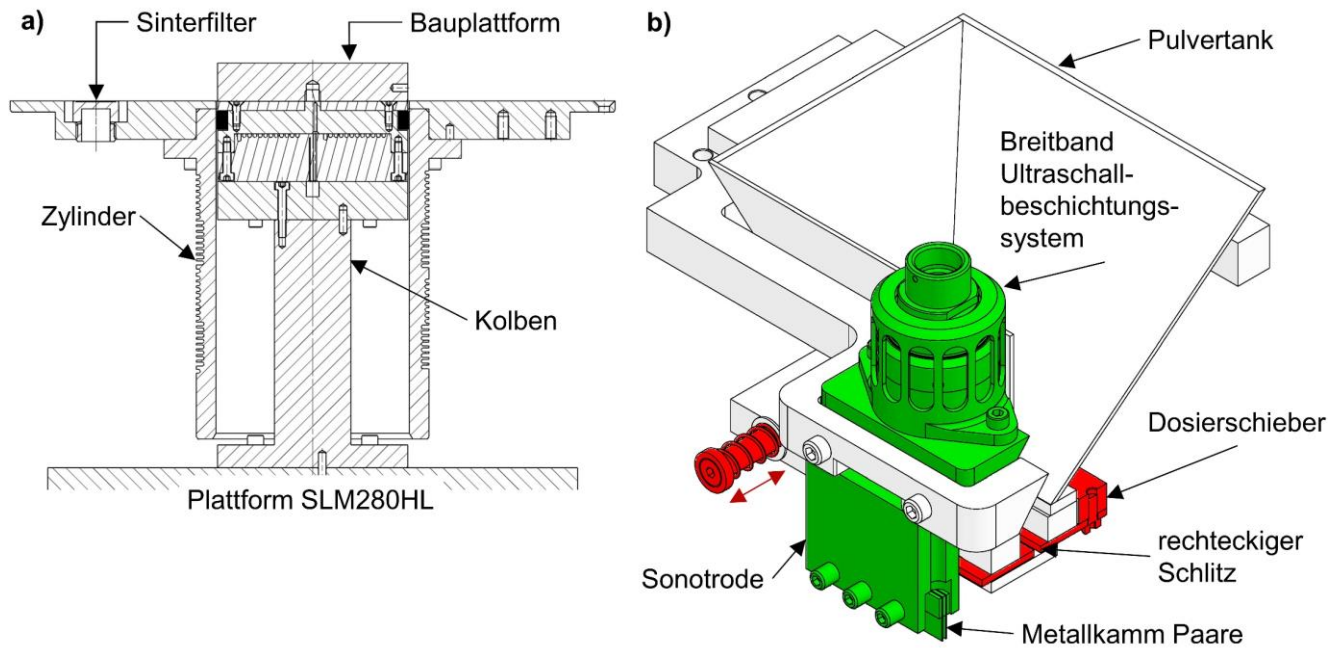


Abbildung 4.6: a) Eingesetzte Bauraumverkleinerung. Vorbereitet zur Erweiterung mit einer resistiven Bauplattform- und Zylinderheizung nach [126], b) Schnittdansicht des neuentwickelten Beschichterwagens [125]

Die Anlagenmodifikationen reduzieren den Pulverbedarf für den Aufbau von Zugproben auf ~1 l bzw. ~1.3 kg eines Aluminiumpulverfeedstocks. Zusätzlich reduzieren diese den Reinigungsaufwand, weil nur noch die Baukammer und der Beschichter gereinigt werden müssen. Dadurch sind Reinigung, Trocknung und Wiedermontage der Komponenten in ca. einer Stunde möglich. Weiterhin erlaubt der neue Beschichter die Montage verschiedener Beschichtungssysteme, die auch hochkohäsive Feedstocks verarbeiten können.

4.3.2 Untersuchung von Breitbandschwingung und Beschichtungsqualität

Um die Wirkweise der Breitbandanregung auf die Pulverbeschichtung zu verstehen, wird das System aufgrund der eingeschränkten visuellen Zugänglichkeit in der SLM280HL an eine CMX 70-Frässpindel von DMG Mori K.K. AG montiert, Abbildung 4.7 a. Die Bewegung der Metallkämme durch die Ultraschallanregung wird mit einer S16 Hochgeschwindigkeitskamera mit 16k Bildern/s und 120k Bildern/s aufgezeichnet und mit der freien Software Tracker von physlets Frequenz und Amplitude bestimmt.

Der Effekt dieser Bewegung auf die Beschichtung der hochkohäsiven Feedstocks wird mit 50k Bildern/s aufgezeichnet [125].

Der Versuchsaufbau in der Fräsmaschine weicht vom SLM-System ab. Zum einen ist kein Pulvertank und kein Dosierschieber verbaut, weshalb zur Beobachtung des Pulverflusses 5 ml Pulver manuell vor den Metallkämmen abgelegt wird. Zum anderen bewegt die Fräsmaschine die Bauplattform und hält das Ultraschallsystem in Position, wodurch die Bewegung des Pulvers bei der Beschichtung kontinuierlich beobachtbar ist [125].

Die Versuche zur Beurteilung der Schichtqualität werden auf einer SLM280HL mit dem neuen Beschichter und eingebauter Bauraumverkleinerung durchgeführt. Es wird ein Schieberblech mit einem Dosiervolumen von 0.69 ml verwendet und eine EN AW5083 Bauplattform in der Bauraumverkleinerung montiert. Um die Rauheit einer AlSi10Mg-Pulverschicht bzw. einer AlSi10Mg-Oberfläche im As-Built Zustand ohne Remelting zu simulieren, wird die Bauplattform mit Glasperlen gestrahlt. Die Sa- und Sz-Werte werden an drei verschiedenen Stellen mit einem konfokalen Mikroskop der Nanofocus AG gemessen. Gemessen werden eine gestrahlte Plattform, eine As-Built-Probenoberfläche und ein beschichtetes AlSi10Mg-Pulver, Tabelle 4.3 [125].

Tabelle 4.3: Konfokal gemessene Oberflächenrauheit [125]

	S_a in μm	S_z in μm
Glasperlengestrahlte Bauplattform EN AW5083	3.15±0.04	42.93±1.31
Pulverschicht AlSi10Mg	23.53±0.48	219.33±9.46
AlSi10Mg As-Built Oberfläche ohne Remelting	15.85±2.25	168±31.21

Die Rauheit der gestrahlten Plattform ist deutlich geringer als die Rauheit einer Pulverschicht oder einer As-Built-Oberfläche. Aufgrund des veränderten Formschlusses ist eine fehlerfreie 50 μm Beschichtung mit reinem AlSi10Mg-Pulver nicht möglich. Deshalb wird die Schichtstärke für die Beschichtungsversuche auf gemessene 209 μm erhöht, bis reines AlSi10Mg ohne Beschichtungsfehler aufgerakelt werden kann [125].

Die Beschichtungsqualität wird optisch bewertet. Hierzu wird eine DSLM-Kamera G91 von Panasonic zusätzlich an den neuen Beschichter montiert. Des Weiteren wird für schattenfreie Aufnahmen ein LED-Ringlicht KR90 der Kaiser Fototechnik GmbH & Co. KG mit einer Farbtemperatur von 5500 K und einer Beleuchtungsstärke von ca.

2100 Lux an das Objektiv der Kamera geschraubt, Abbildung 4.7 b. Es wird eine Schicht aufgetragen, fotografiert und anschließend vollständig abgesaugt. Zur statistischen Absicherung wird dies fünf Mal wiederholt. Die aufgenommenen Bilder haben eine Auflösung von $5184 \times 3888 \text{ px}^2$ und bilden mittig eine Fläche von $77,76 \times 58,32 \text{ mm}^2$ der Bauplattform ab, was einer Auflösung von $15 \mu\text{m}/\text{Pixel}$ entspricht. Fehler in den Pulverschichten, d. h. Bereiche ohne Pulver, werden automatisch mit einem Matlab-Code markiert. Der Code wandelt das Bild zunächst in ein Graubild um und erhöht den Kontrast mit der Matlab-Funktion `adapthisteq`. Die adaptive Binarisierungsfunktion von Matlab kann die Bauplattform (hellgrau/rote Markierung) in den Bildern nicht ausreichend vom Pulver (dunkelgrau) unterscheiden, Abbildung 4.8, weshalb ein fester Grauwert zur Binarisierung festgelegt wird. Der Beschichtungsfehler wird als prozentualer Anteil der markierten Fläche von der Gesamtbildfläche berechnet [125].

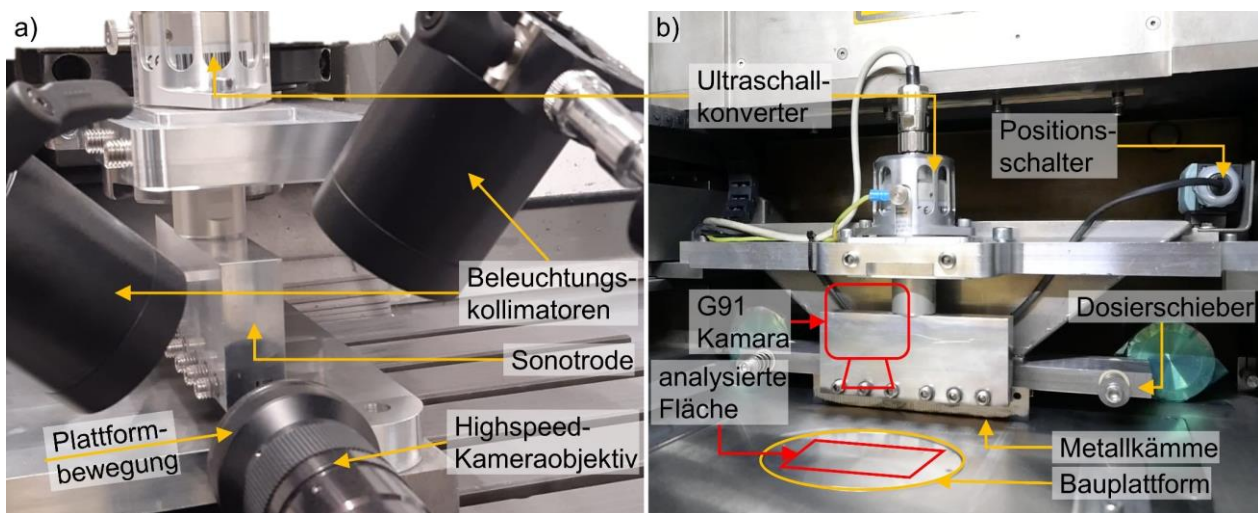


Abbildung 4.7: a) Versuchsaufbau zur Beobachtung der Metallkammschwingung, b) Integration neuer Beschichter mit Breitbandschallanregungssystem in SLM280HL und skizziertem Kameraaufbau zur Schichtqualitätserfassung [125]

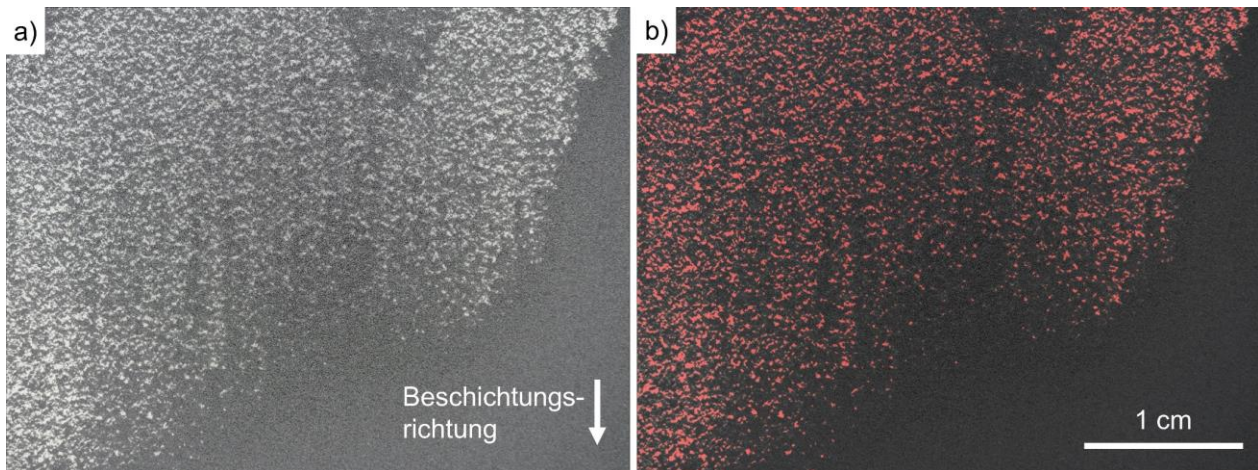


Abbildung 4.8: Labeling von Beschichtungsfehlern mittels Matlab-Code [125]

4.3.3 Schmelzprozessbeobachtung mittels Hochgeschwindigkeitskamera

Zur Beobachtung der Schmelzspritzer und der aufgerakelten Pulverschicht von verschiedenen Feedstocks während des Schmelzprozesses wird die S16 Hochgeschwindigkeitskamera mit einem 12-fach Zoomobjektivsystem und einer zusätzlichen 0.75-fach Vergrößerungslinse von Navitar Inc. eingesetzt. Dies ermöglicht die Aufzeichnung des Prozesses in 10.5-facher Vergrößerung mit einem Abstand von 108 mm, was einer Auflösung von $1.97 \mu\text{m}/\text{px}$ in der Fokusebene entspricht. Die Bilder werden mit 16k Bilder/s und einer Auflösung von $1024 \times 1024 \text{ px}^2$ aufgenommen. Um Reflexionen der Laserstrahlung auf den Bildern zu vermeiden, wird ein Rotlicht-Bandpassfilter vor das Objektiv montiert. Das Licht einer Ultra-High-Power-LED mit einer Wellenlänge von 630 nm und einer Leistung von 1000 mW wird über einen Lichtleiter mit einem Kollimator von Prismatix mit einer Brennweite von 175 mm verbunden, um die aufzunehmende Fläche auszuleuchten. Verschiedene Anpassungen müssen an der SLM280HL vorgenommen werden, um den 108 mm Objektivarbeitsabstand zur Laserbelichtungsfläche zu realisieren. Der linke Handschuheingriff in der Tür wird durch einen Aluminiumtubus ersetzt, der am Ende mit einem Glas verschlossen ist. Der Tubus ermöglicht, das Objektiv näher an die Beobachtungsfläche zu positionieren und gleichzeitig die inerte Abdichtung des Bauraums zu erhalten. Der eingebaute Tubus verletzt den Fahrweg des Beschichters, weshalb der Fahrweg verkürzt werden muss. Daraus folgt, dass die Position zur Aktuierung des Dosiermechanismus des Beschichterwagens nicht mehr erreicht wird. Deshalb erfolgt die Dosierung manuell über den rechten Handschuh. 15 ml Pulver werden mit einem Dosierlöffel aus einem

Glas vor dem Metallkamm abgelegt. Außerdem muss das Beschichtungssystem außermittig positioniert werden, weil der Tubus nur eine Objektivausrichtung auf die vordere linke Ecke der Bauplattform zulässt, Abbildung 4.9.

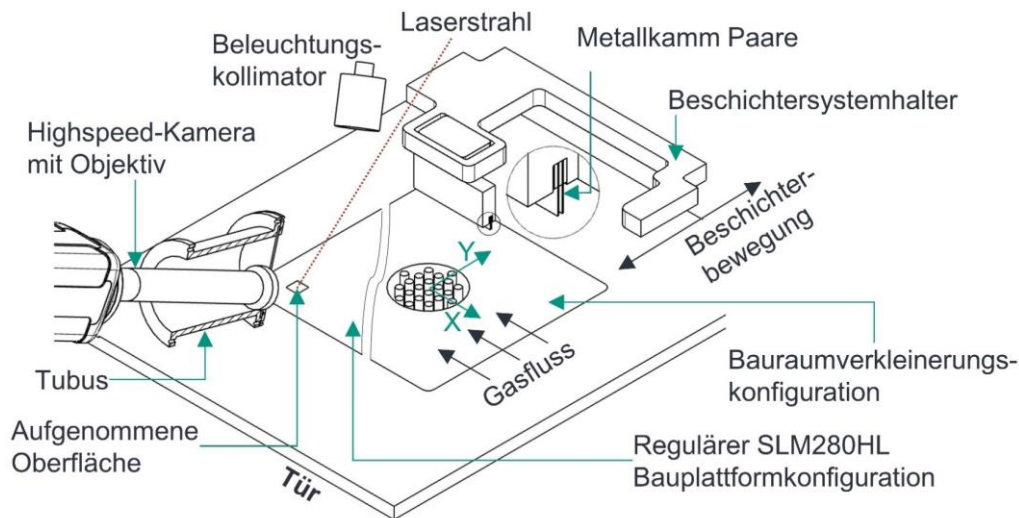


Abbildung 4.9: Versuchsaufbau zur detaillierten Schmelzbadbeobachtung in einer SLM280HL

Bevor der Prozess aufgezeichnet wird, werden zunächst 15 Schichten aus reinem AlSi10Mg aufgebaut, um Unebenheiten der Bauplattform auszugleichen, eine gleichbleibende Schichtstärke sowie die PBF-LB-Prozessoberfläche einstellen. Belichtet wird eine Fläche von $20 \times 20 \text{ mm}^2$ und die Scanvektoren werden in jeder Schicht um 90° gedreht. Um die Verarbeitung unterschiedlicher Feedstocks mit identischer Kammerausrichtung aufzuzeichnen, werden diese in verschließbaren Gläsern neben den Tubus in die Prozesskammer gestellt. Nach jedem Materialwechsel werden zuerst zehn Schichten mit dem neuen Material aufgebaut, um einen Einfluss des vorherigen Materials auf den Schmelzprozess auszuschließen. Der Belichtungsprozess von sechs aufeinanderfolgenden Schichten wird aufgezeichnet.

4.4 Weitere Standardmethoden

Nachfolgend sind die für diese Arbeit relevanten Methoden zur Eigenschaftsveränderung und Charakterisierung der Proben nach Fertigung auf der SLM280HL beschrieben.

4.4.1 Wärmebehandlung zur Stoffeigenschaftsveränderung

Die Wärmebehandlungen der Proben werden unter Luftatmosphäre in einem OWF1100 von Carbolite Gero GmbH & Co. KG durchgeführt. Der Innenraum des Ofens wird fast vollständig mit Stahlblöcken gefüllt, um die Ofentemperatur während des Beladevorgangs zu stabilisieren. Durch die zusätzliche Füllung des Ofens mit Stahlblöcken sinkt die Ofentemperatur nur für ~30 s beim Einlegen der Proben ab, bevor die Solltemperatur wieder erreicht wird und kaum übersteuert, Abbildung 4.10.

Für das Warm- bzw. Direktauslagern wird eine Temperatur von 160 °C für 6 h festgelegt. Für das Lösungsglühen wird eine Temperatur von 540 °C gewählt und die Proben anschließend in einem Wasserbad abgeschreckt. Die erforderliche Lösungsglühdauer wird in Vorversuchen ermittelt. Zur Bestimmung der Lösungsglühdauer werden Zeiten zwischen 15 min und 60 min untersucht. Dazu wird ein Sackloch zentrisch in eine $\varnothing 11 \times 11 \text{ mm}^3$ AlSi10Mg Probe gebohrt. Die Kerntemperatur wird mit einem $\varnothing 1 \text{ mm}$ Thermoelement Typ K und die Ofentemperatur mit einem zweiten Element gemessen, Abbildung 4.10.

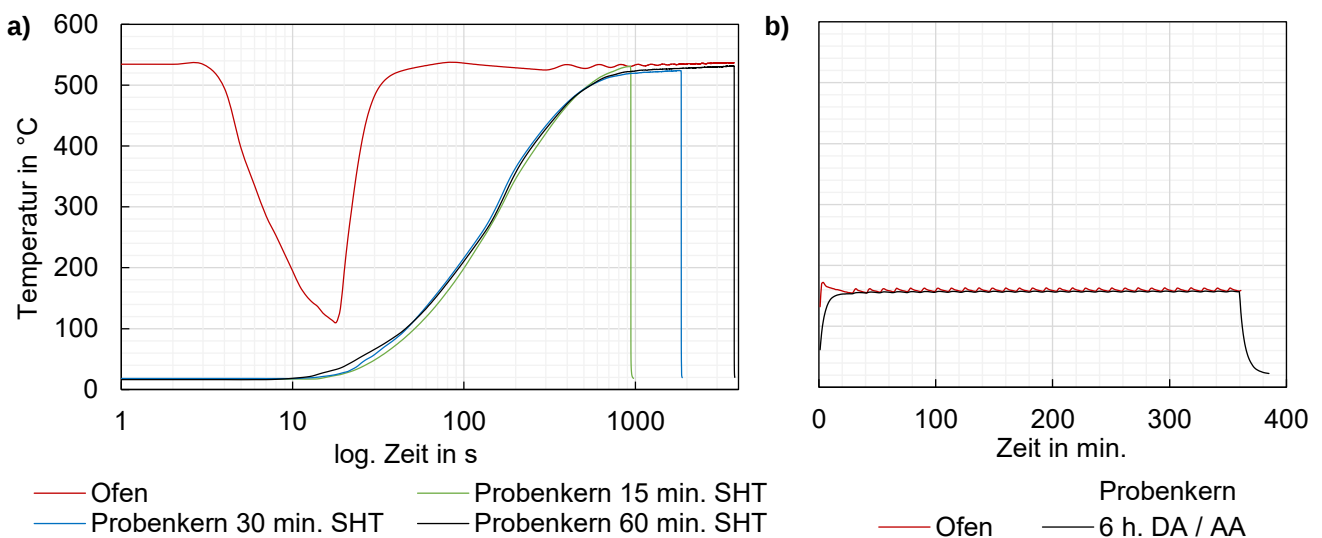


Abbildung 4.10: Ofen- und Probenkerntemperatur während der verschiedenen Wärmebehandlungsschritte. a) Lösungsglühen, b) Warmauslagern/Direktauslagern

Zusätzlich werden Schliffe der wärmebehandelten AlSi10Mg-Proben angefertigt und mikroskopiert, um die Anzahl und Größe der Si-Ausscheidungen nach dem Lösungsglühen und nach dem Warmauslagern mittels Partikelanalyse mit ImageJ zu

bestimmen, Abbildung 4.11. Abschließend wird überprüft, ob es Unterschiede zwischen den Rand- und Kernbereichen der Proben gibt, indem die Vickershärte HV0.1 über den Durchmesser im Abstand von 0.5 mm drei Mal mit einem Falcon 600 von Innovatest Deutschland GmbH bestimmt wird, Abbildung 4.12.

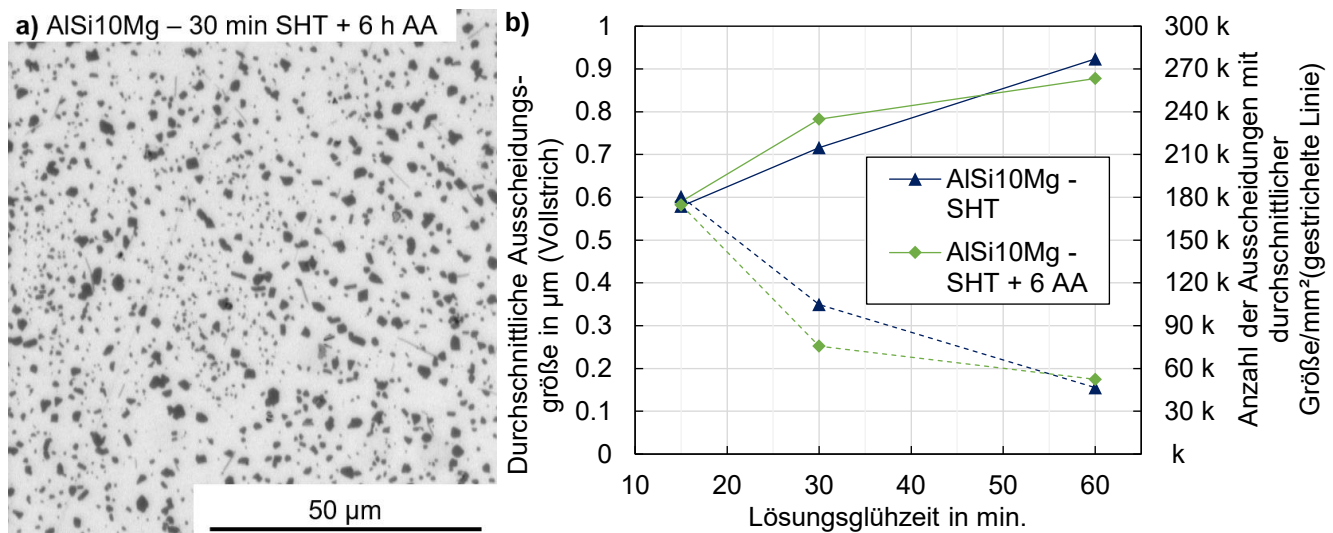


Abbildung 4.11: a) Exemplarisches Schlibfbild zur Ermittlung der Anzahl und durchschnittlicher Durchmesser der Si-Ausscheidungen nach dem Lösungsglühen bzw. anschließendem Warmauslagern (b)

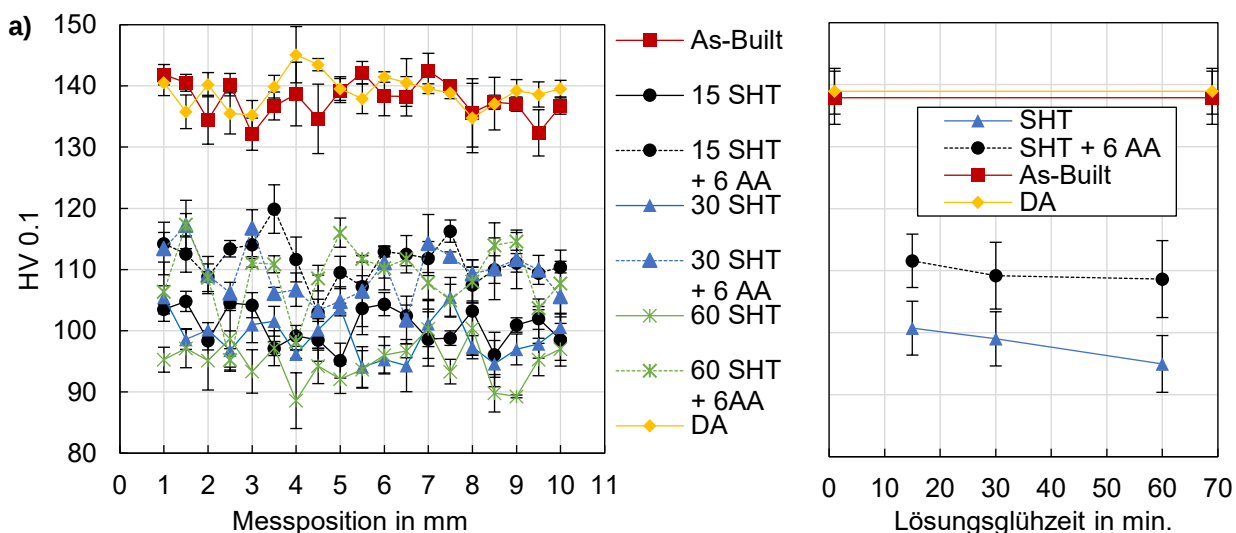


Abbildung 4.12: a) A1Si10Mg Härteverlauf über den Durchmesser nach dem Lösungsglühen bzw. anschließendem Warmauslagern, b) Gemittelte Härte in Abhängigkeit der Lösungsglühdauer

Die Lösungsglühtemperatur im Probenkern wird nach 15 min erreicht. Die Anzahl und Größe der Ausscheidungen verändert sich deutlich bei einer Lösungsglühdauer zwischen 15 min und 30 min. Zwischen 30 min und 60 min verändern sich die Werte kaum noch. Die Betrachtung der Härteverläufe belegt, dass die Wärmebehandlung über den gesamten Probendurchmesser homogen ist, unabhängig von der gewählten Lösungsglühzeit bzw. Wärmebehandlung. Ein gleichbleibender Zustand (Ausscheidungen und Härte) wird beim Lösungsglühlen nach 30 min erreicht, weil sich die Härte während der betrachteten Glühzeiten nicht mehr ändert. Auf Grundlage dieser Erkenntnisse wird eine Lösungsglühdauer von 30 min für die T6-Wärmebehandlung festgelegt.

4.4.2 Dichtebestimmung der Probekörper

In der additiven Fertigung wird häufig das archimedische Messprinzip zur Bestimmung der Dichte von Prüfkörpern eingesetzt. Bei der Messung im PBF-LB gefertigter Probekörper hat dieses Messprinzip jedoch zwei Schwächen, die das Messergebnis verfälschen. Erstens haften durch die hohe Oberflächenrauheit Luftblasen an der Oberfläche der im PBF-LB-Prozess gefertigten Bauteile, wenn der Prüfkörper in die Messflüssigkeit getaucht wird. Speziell bei der Analyse von kleinen Proben und leichten Werkstoffen führt dies zu einer signifikanten Abweichung im Messergebnis, weil sich der Auftrieb durch die anhaftenden Luftblasen verändert. Zweitens verändert sich der Auftrieb, weil sich offene Poren mit der Messflüssigkeit füllen.

Deshalb werden alternativ die Probengeometrie und das Probengewicht gemessen. Es werden zylindrische Proben gefertigt, weil diese Form einfach und mit geringem Fehler gemessen werden kann. Nach dem Bauprozess wird die Probenhöhe der zylindrischen Proben durch einen Drahterodierschnitt um 0.5 mm reduziert und in einem zweiten Schnitt auf eine Länge von ~10 mm von der Bauplattform abgetrennt, um zwei planparallele Flächen zu erhalten. Anschließend werden die Proben in einer Drehmaschine zwischen zwei Planflächen eingespannt und die Oberfläche abgedreht, wodurch sich der Probendurchmesser von 11 mm auf ~10 mm, die Formabweichung und Oberflächenrauheit reduziert. Abschließend werden die Probenlänge und der -durchmesser mit einer Bügelmessschraube Micromar 40 ER von Mahr GmbH und das Gewicht mit einer Präzisionswaage XSR204 von Mettler Toledo gemessen. Aus diesen Werten wird die Dichte der Proben berechnet.

4.4.3 Bestimmung mechanischer Kennwerte

Die Festigkeit und die Bruchdehnung werden durch Zugversuche nach DIN EN ISO 6892-1 bestimmt. Zur Messung wird eine Zug-Druck-Prüfmaschine von Zwick Roell GmbH & Co. KG mit einer 200 kN Messdose eingesetzt. Die untersuchte Probengeometrie, Abbildung 4.13, wird aus Proben mit $\varnothing 11 \times 50 \text{ mm}^3$ gedreht. Durch die spanende Bearbeitung der Proben wird die Oberflächenrauheit reduziert und die Randporosität entfernt. Dadurch wird der Einfluss dieser Effekte auf die Messergebnisse der Werkstoffeigenschaften vermieden.

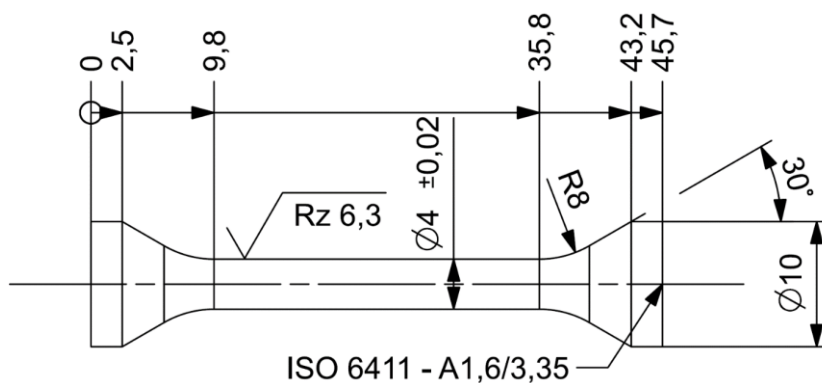


Abbildung 4.13: Untersuchte Zugprobengeometrie

5 Beschichtung von PAMC-Feedstocks

Für die Beschichtungsversuche werden die in Kapitel 4.3.2 beschriebenen Versuchsaufbauten eingesetzt. Untersucht wird der Beschichtungsfehler verschiedener Feedstocks mit einer Zugabe von bis zu 30 Vol% B₄C bei unterschiedlichen Beschichtungsgeschwindigkeiten und Ultraschallintensitäten. Zur Verbesserung der Fließfähigkeit werden die Oberflächen von B₄C und AlSi10Mg separat mit 25 SAC TiC-Nanopartikeln beschichtet. Nach dem Aussieben der Stahlkugeln werden beide beschichteten Pulver zusammengemischt, Tabelle 5.1.

Tabelle 5.1: Übersicht aller Faktoren und die entsprechenden Stufen des teilfaktoriellen Versuchsplans, die in 65 verschiedenen Testpunkten untersucht werden

Feedstocks	TiC-Beschichtung	Beschichtungsgeschwindigkeit	Ultraschallintensität
AlSi10Mg	0	52.5 mm/s	30 %
+10 Vol% B ₄ C	25 SAC	70 mm/s	50 %
+15 Vol% B ₄ C		87.5 mm/s	70 %
+20 Vol% B ₄ C			90 %
+25 Vol% B ₄ C			100 %
+30 Vol% B ₄ C			

5.1 Festlegung der TiC-Nanopartikelbeschichtung

Zunächst wird der ideale SAC-Wert zur Verbesserung der Fließfähigkeit bestimmt. Dazu wird die Hausner-Ratio von reinem AlSi10Mg-Pulver sowie AlSi10Mg + 25/50/100 SAC TiC-Nanopartikeln berechnet. Das Ergebnis von Gärtner et al. [36] wird bestätigt. Die geringste Fließfähigkeit wird bei einer Belegung mit 25 SAC erreicht. Ab einer Belegung mit 100 SAC wird keine Verbesserung zu reinem AlSi10Mg-Pulver mehr festgestellt [128], Abbildung 5.1.

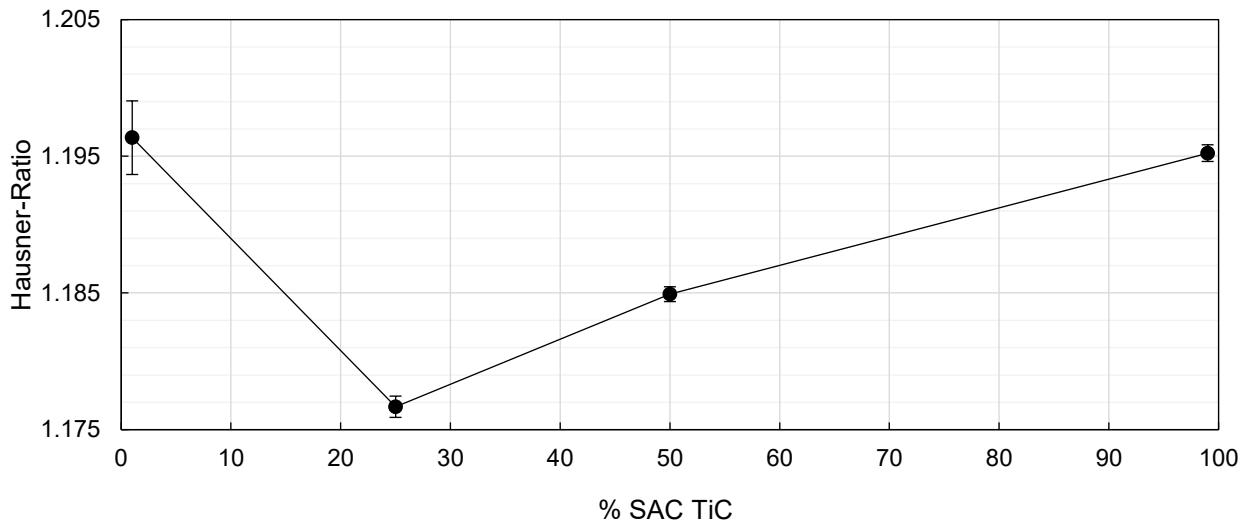


Abbildung 5.1: Einfluss verschiedener SAC TiC-Nanopartikel auf die Hausner-Ratio von fließfähigem AlSi10Mg [128]

5.2 Schichtqualität

Für den PBF-LB-Prozess sind ausschließlich lückenlose Schichten nutzbar, was einem Beschichtungsfehler von 0 in diesen Untersuchungen entspricht. Ohne Ultraschallanregung wird nur reines AlSi10Mg-Pulver fehlerfrei aufgerakelt. Bei einer Zugabe von bis zu 15 Vol% B4C steigt der Beschichtungsfehler moderat an. Es bilden sich kleinere runde Flecken ohne Feedstock-Ablage. Diese Fehler sind vergleichbar mit jenen in Abbildung 4.8, sind aber kleiner. Der Beschichtungsfehler verringert sich mit abnehmender Beschichtungsgeschwindigkeit. Ab einer Zugabe von 20 Vol% B4C bilden sich nur noch einzelne wellenförmige Pulverlinien. Nahezu kein Feedstock wird mehr unabhängig von der Beschichtungsgeschwindigkeit aufgerakelt, Abbildung 5.2 a. Durch die Schallanregung nimmt der Beschichtungsfehler aller Feedstocks deutlich ab und der positive Effekt der geringeren Beschichtungsgeschwindigkeit bleibt erhalten, so dass auch Feedstocks mit 20 Vol% B4C bei niedriger Beschichtungsgeschwindigkeit fehlerfrei aufgerakelt werden, Abbildung 5.2 b [125].

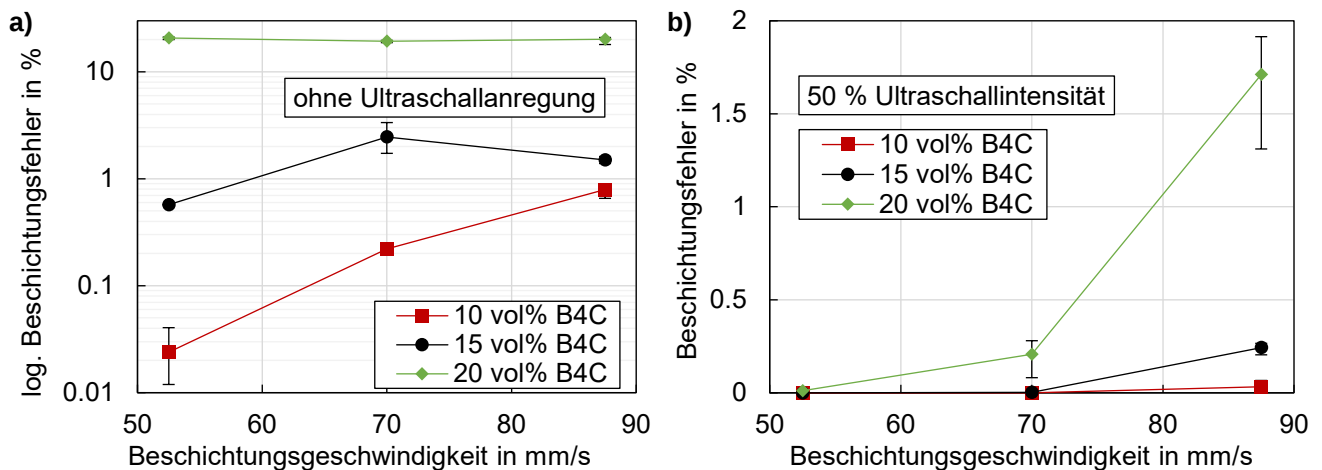


Abbildung 5.2: a) Einfluss der Beschichtungsgeschwindigkeit und des B4C-Volumenanteils auf den Beschichtungsfehler ohne Ultraschallanregung, b) mit Ultraschallanregung [125]

Durch die Nanopartikelbeschichtung reduzieren sich ebenfalls die Beschichtungsfehler. Dieser Effekt ist bei der Beschichtung mit und ohne Ultraschallanregung bei unterschiedlichen Intensitäten beobachtbar. Dies wird auf die durch die Beschichtung geringere Feedstockfestigkeit zurückgeführt, Kapitel 2.1.1. Die Beschichtung mit Nanopartikeln allein reicht jedoch nicht aus, um fehlerfreie Schichten aufzurakeln. Feedstocks mit 25 Vol% B4C können nur mit Schallanregung und TiC-Nanopartikelbeschichtung fehlerfrei aufgerakelt werden. Bei 30 Vol% B4C können auch mit den kombinierten Ansätzen keine fehlerfreien Schichten mehr aufgerakelt werden, Abbildung 5.3 [125].

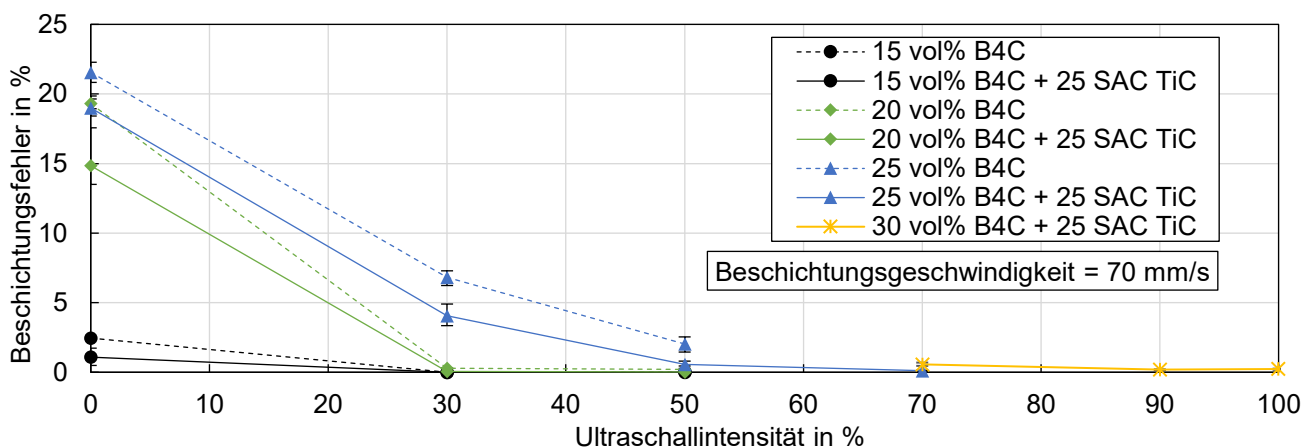


Abbildung 5.3: Übersicht der Beschichtungsversuchsergebnisse [125]

5.3 Wirkweise der Ultraschallanregung

Die angeregten Metallkämme schwingen mit zwei überlagerten Moden. Die erste Mode ist sinusförmig in und entgegen der Beschichtungsrichtung, Abbildung 5.4 b. Die zweite Mode ist eine überlagerte kleinere Bewegung mit der höchsten Frequenz und Amplitude an den Umschlagpunkten der ersten Mode, Abbildung 5.4 c [125].

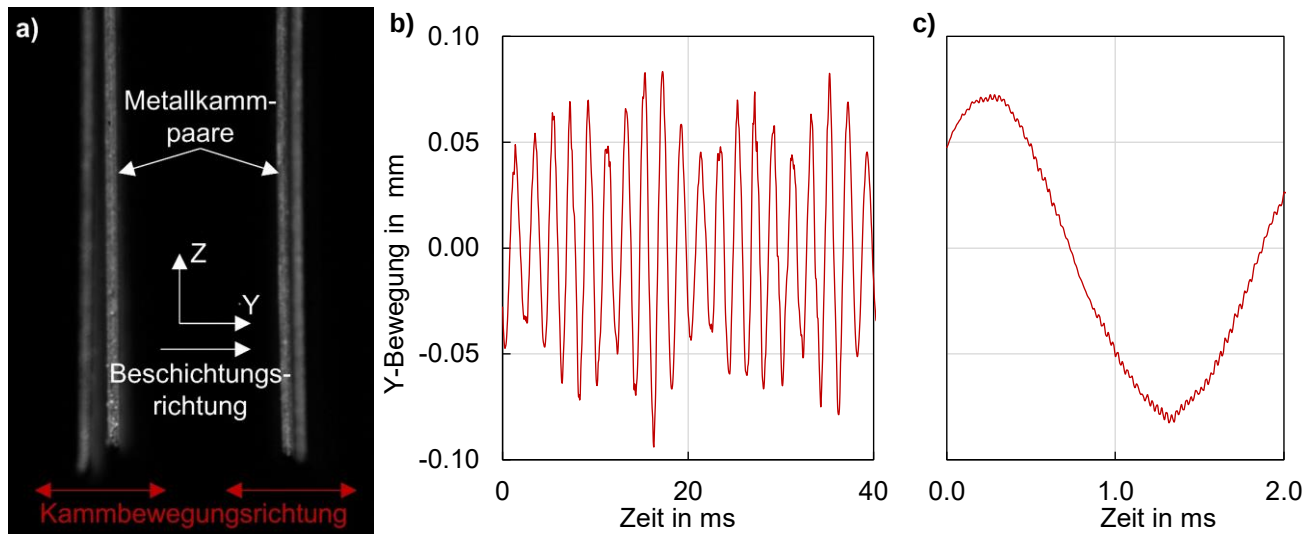


Abbildung 5.4: Bild der Hochgeschwindigkeitskamera, b) Kammbewegung erste Mode (16k fps), c) Kammbewegung zweite Mode (120k fps) [125]

Die Frequenz der ersten Mode bleibt bei allen Ultraschallintensitäten konstant. Bei einer Erhöhung der Intensität von 30 % auf 50 % nimmt die Amplitude der ersten Mode zu und bleibt danach konstant. Die starke Streuung der Amplitude wird durch die kontinuierlich veränderte Anregungsfrequenz der Breitbandquelle verursacht, Abbildung 5.5 a. Die Frequenz der zweiten Mode steigt bei einer Erhöhung der Intensität von 30 % auf 50 % stark an und die Amplitude nimmt mit steigender Intensität kontinuierlich leicht zu. Bei Intensitäten über 30 % erhöht sich die Streuung der Auswertung der zweiten Mode, weil das Nyquist-Shannon-Abtasttheorem [129] verletzt wird. Die Aufnahmefrequenz der Bewegung ist nicht mehr durchgehend doppelt so hoch wie die Bewegungsgeschwindigkeit. Bei einer Intensität von 90 % ist die Auflösung der Bewegung so niedrig, dass eine Analyse nicht mehr möglich ist, Abbildung 5.5 b [125].

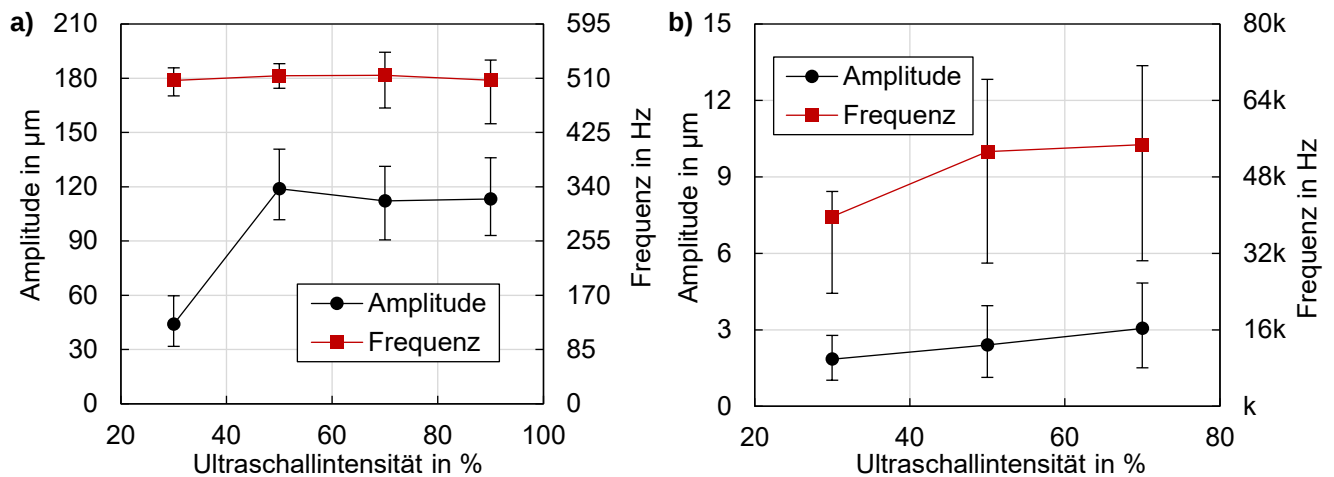


Abbildung 5.5: Analyse der Amplitude und Frequenz der Metallkämme der a) ersten Mode, b) zweiten Mode [125]

Die Amplitude der ersten Mode steigt wider Erwarten nicht kontinuierlich mit steigender Ultraschallintensität an. Eine Dissipation der Energie durch Reibung im Material der Sonotrode wird ausgeschlossen, da sich diese nicht nennenswert erwärmt. Die eingebrachte Energie wird stattdessen ab einer Intensität von 50 % durch ausgeprägtere Biegemoden in den Kämme umgesetzt, wodurch Amplitude und Frequenz der zweiten Mode steigen. Die Umsetzung der Energie in der zweiten Mode wird durch die Berechnung der Bewegungsenergie bei steigender Intensität belegt, Abbildung 5.6 [125].

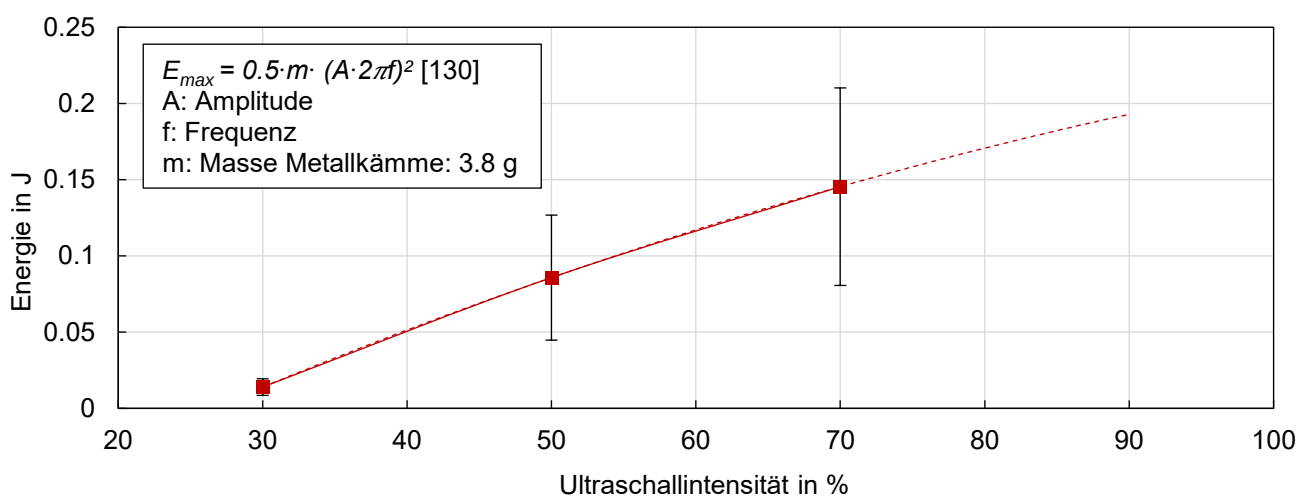


Abbildung 5.6: Berechnete Energie der zweiten Mode. Bestimmung der Streuung durch Gaußsche-Fehlerfortpflanzung, erweitert nach [125]

Die Hochgeschwindigkeitsaufnahmen der Beschichtung belegen, dass hauptsächlich die Energie der zweiten Mode auf die Feedstocks wirkt, weil die Bewegung der ersten Mode meist durch die davor liegende Pulverschüttung blockiert ist. Die Energie wird in Form von Impulsen von den Kämmen auf die Partikel in direktem Kontakt über die gesamte Kammhöhe übertragen und beschleunigt die Partikel in die Beschichtungsrichtung. Die Pulverschüttung wird durch die Reibkraft zwischen der Plattform und der Pulverschüttung in Position gehalten. Die Impulse an der Kammspitze scheren die Pulverschüttung ab, wodurch große Agglomerate in einzelne AlSi10Mg-Partikel mit anhaftenden B4C-Satelliten getrennt werden. Daraus wird abgeleitet, dass die durch die Impulse eingebrachte Energie groß genug ist, um die Kohäsionskräfte in der Pulverschüttung zu überwinden. Feedstocks mit einem höherem Vol% B4C-Anteil können beschichtet werden, weil mit steigender Energie der zweiten Mode höhere Kohäsionskräfte überwindbar sind. Zusätzlich wird die Pulverschüttung durch die Ultraschallanregung vor dem Metallkamm in Rotation versetzt, so wie bei der Beschichtung beschichtbarer Feedstocks, Abbildung 5.7 b. Ohne Ultraschallanregung sind die Kohäsionskräfte in der Feedstock-Schüttung größer als die Reibungskraft zwischen dieser und der Bauplattform, weshalb die Schüttung nur verschoben und kein Feedstock aufgerakelt wird, Abbildung 5.7 a [125].

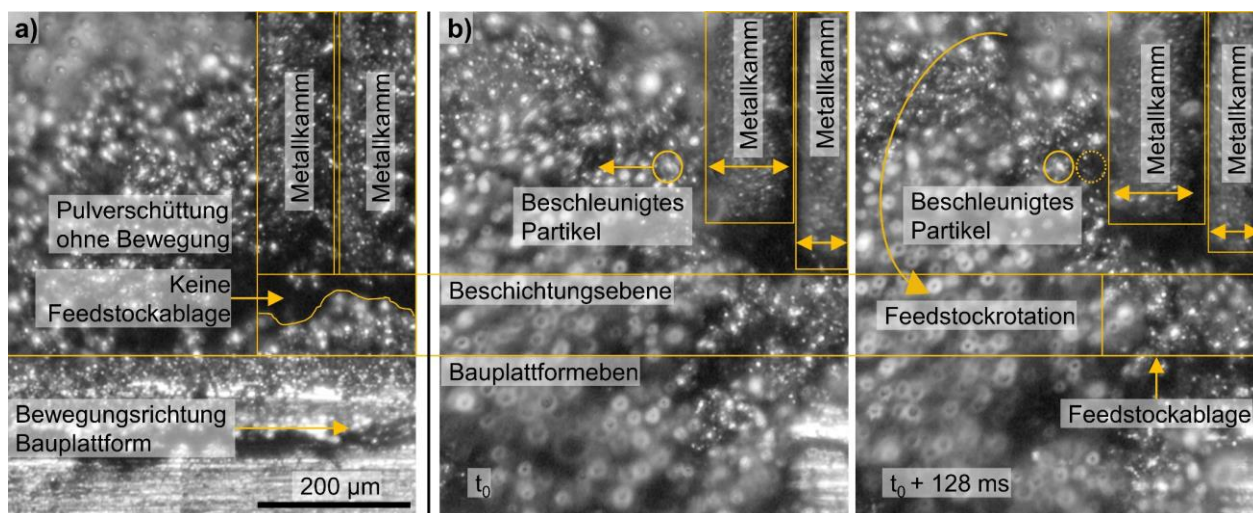


Abbildung 5.7: Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Beschichtungsprozesses von AlSi10Mg + 20 Vol% B4C a) ohne Ultraschallanregung, b) mit Ultraschallanregung, nach [125]

Der wesentliche Unterschied der in dieser Arbeit entwickelten Breitbandanregung zu anderen angeregten Beschichtungsansätzen ist die Schwingungsrichtung. Der simulative Ansatz von Nasato et al. [131] untersucht eine niedrigfrequente und die experimentelle Arbeit von Drechsel et al. [127] eine hochfrequente vertikale Schwingung einer starren Geometrie. Die Breitbandanregung schwingt horizontal. Der Ansatz von Drechsel et al. [127] und dieser Arbeit führen zu einer besseren Beschichtungsqualität bzw. ermöglichen die Beschichtung von hochkohäsiven Feedstocks oder Pulvern. Die horizontale Anregung hat gegenüber der vertikalen jedoch einen Vorteil. Die Auslenkung der Beschichtungsgeometrie durch die Anregung erfolgt nicht in Richtung bereits fest aufgebauter Strukturen. Tritt Verzug z. B. bei flachen Überhängen [132] oder durch eine unregelmäßige Bauteiloberfläche aufgrund nicht optimal gewählter Prozessstellgrößen auf [133], können Bauteile und Beschichtungsgeometrie bei vertikaler Anregung kollidieren, wodurch beide beschädigt werden. Selbst bei einer Kollision der horizontal angeregten Metallkämme mit Bauteilen werden beide nicht beschädigt, weil die Metallkämme eine reversible Verformung erlauben.

5.4 Ersatzgrößen zur Schichtqualitätsbeschreibung

Die durchgeführten Versuche zur Bestimmung des Beschichtungsfehlers sind aufwendig. Aus diesem Grund wird zusätzlich untersucht, ob die Hausner-Ratio oder der dynamische bzw. statische Schüttwinkel, die einfacher zu bestimmen sind, mit der Beschichtbarkeit korrelieren.

Bis zu einem Anteil von 15 Vol% B4C im Feedstock nimmt die Hausner-Ratio kontinuierlich zu und kann als prozentualer Anteil der Hausner-Ratio von reinem AlSi10Mg und reinem B4C mit einer Hausner-Ratio von 2.25 ± 0.0018 berechnet werden. Der ermittelte Wert der Hausner-Ratio bei 15 Vol% liegt nahe an der Grenze zwischen akzeptabler und kohäsiver Fließfähigkeit nach Hausner [37], Abbildung 5.8. Der Vergleich der Beschichtungsversuche ohne Ultraschallanregung, Abbildung 5.2 a, mit den ermittelten Hausner-Ratios scheint einen Zusammenhang zu belegen, wenn definiert wird, dass Feedstocks, die in eine kohäsive Kategorie nach Hausner fallen, nicht beschichtbar sind. Dies trifft für Feedstocks mit mehr als 20 Vol% B4C zu [125].

Der Effekt der Nanopartikelbeschichtung kann ebenfalls durch die Hausner-Ratio abgebildet werden. Der ermittelte Wert für 20 Vol% B4C +25 SAC TiC ist deutlich kleiner als der Wert für 20 Vol% B4C ohne TiC, ebenso wie der gemessene

Beschichtungsfehler. Der gemessene Wert für 20 Vol% B4C +25 SAC TiC ist gleich hoch wie der gemessene Wert für 15 Vol% B4C ohne TiC, Abbildung 5.8. Der Vergleich der Beschichtungsfehler der beiden Feedstocks ohne Schallanregung weist jedoch einen Unterschied von 13 % auf, Abbildung 5.3. Somit liefert die Hausner-Ratio widersprüchliche Ergebnisse bezüglich des Beschichtungsfehlers. Zusätzlich kann die Hausner-Ratio nicht die Abhängigkeit von der Beschichtungsgeschwindigkeit beschreiben [125].

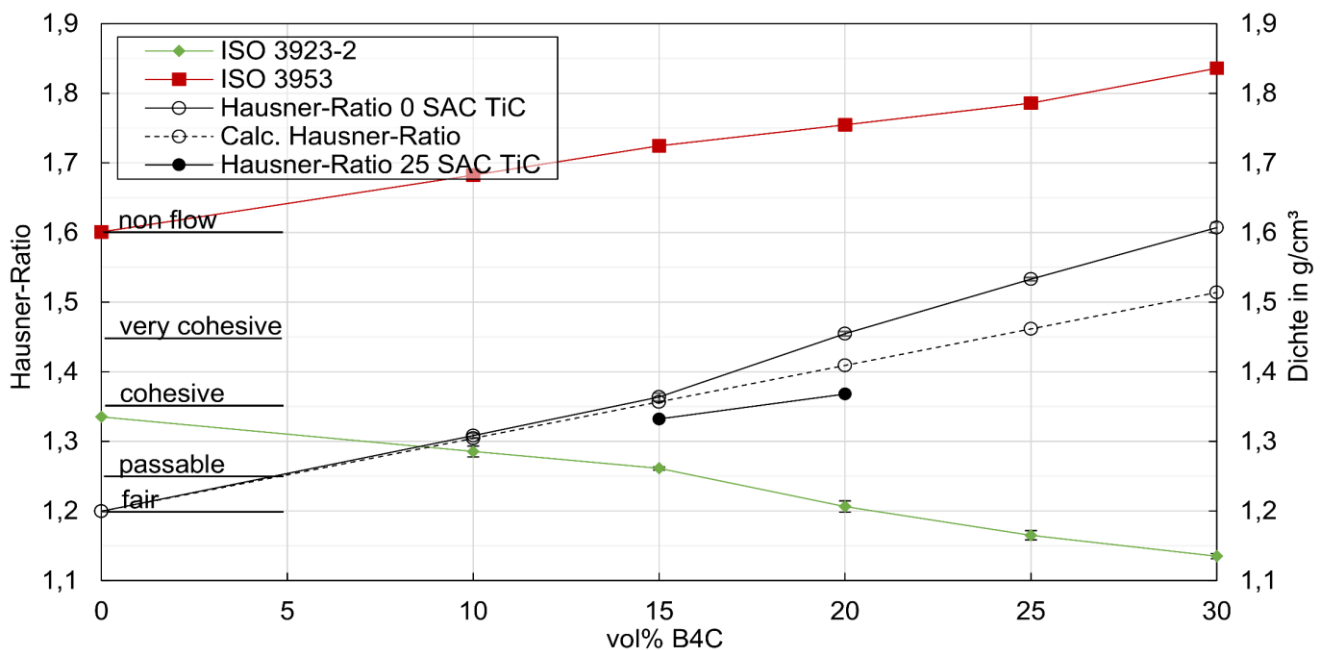


Abbildung 5.8: Veränderung der Feedstock Hausner-Ratio in Abhängigkeit des Volumenanteils B4C und Nanopartikelbeschichtung. Rechte Achse Kategorien der Fließeigenschaften nach Hausner, erweitert nach [125]

Alternativ werden der statische und der dynamische Schüttwinkel betrachtet. Fulchini et al. und Gärtner et al. [29,35,36] konnten nachweisen, dass die Messung des statischen und des dynamischen Schüttwinkels für Pulver aus rein sphärischen Partikeln zur Bestimmung der Fließfähigkeit geeignet sind. Die Messung des statischen Schüttwinkels erfolgt nach ISO 4324. Der dynamische Schüttwinkel wird mit einem Revolution Powder Analyzer von Mercury Scientific Inc. analysiert. Aufgrund der hohen Feedstock-Kohäsion können beide Werte nicht bestimmt werden. Der statische Winkel kann nicht ausgewertet werden, da sich nur zerklüftete Pulverberge bilden, weshalb das Fitting eines idealen Kegels für die Auswertung in Frage gestellt wird, Abbildung

5.9 a. Der dynamische Winkel kann nicht gemessen werden, weil die Feedstocks an der Trommelwand anhaften, Abbildung 5.9 b. Diese Effekte treten bei allen Feedstocks mit B4C auf, unabhängig davon, ob sie mit oder ohne Nanopartikeln beschichtet sind [125].

Die Hausner-Ratio liefert widersprüchliche Ergebnisse, der statische bzw. der dynamische Schüttwinkel können nicht ermittelt werden, weshalb diese Kenngrößen der Fließfähigkeit nicht geeignet sind, um die Beschichtbarkeit von Feedstocks zu beschreiben. Nach aktuellem Kenntnisstand müssen deshalb weiter aufwendige Beschichtungsversuche zur Bestimmung der Beschichtbarkeit von B4C-Feedstocks durchgeführt werden [125].

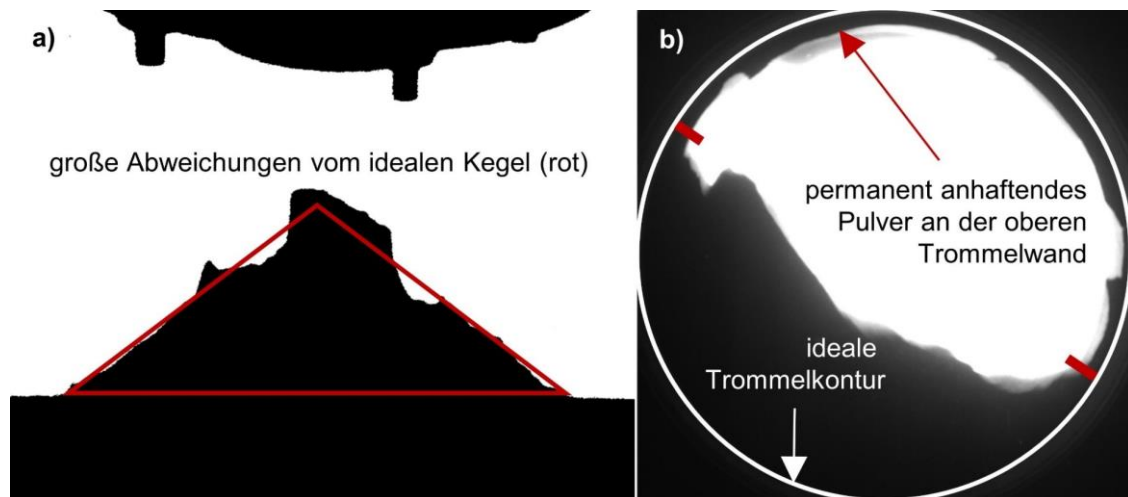


Abbildung 5.9: Probleme bei der Messung des a) statischen, b) dynamischen Schüttwinkels von AlSi10Mg + 20 Vol% B4C [125]

5.5 Ergebnisse der Beschichtungsversuche

Insbesondere die neu entwickelte und robuste Ultraschallanregung ermöglicht die Beschichtung von stark kohäsiven Feedstocks. Eine weitere Verbesserung der Beschichtbarkeit wird durch die zusätzliche Beschichtung von Feedstocks mit 25 SAC TiC-Nanopartikeln erreicht. In dieser Arbeit können durch diese Ansätze Feedstocks mit bis zu 20 Vol% B4C durch reine Ultraschallanregung lückenlos beschichtet werden, kombiniert mit einer Nanopartikelbeschichtung bis zu 25 Vol% B4C. Die Verbesserung der Beschichtbarkeit ist bei der Ultraschallanregung auf die Überwindung der

Feedstockkohäsionskräfte und bei der Nanopartikelbeschichtung auf die Reduktion dieser Kräfte zurückzuführen.

Es wird weiter nachgewiesen, dass die Fließfähigkeitskennwerte von Pulverwerkstoffen, Hausner-Ratio und der dynamische bzw. der statische Schüttwinkel nicht mit der Beschichtbarkeit korrelieren. Aus diesem Grund können diese nicht als Ersatzgröße gemessen werden, um aufwendige Beschichtungsversuche zur Bestimmung der Beschichtbarkeit zu ersetzen.

Beim Probekörperaufbau mit einer Schichtdicke von 50 μm wird die Validität der Ergebnisse dieser Untersuchungen im realen PBF-LB Beschichtungsprozess bestätigt.

6 PBF-LB-Aufbau von PAMCs

Für die Untersuchung des PBF-LB-Prozesses und zum Aufbau von Probekörpern werden die Anlagenmodifikationen (Bauraumverkleinerung und Beschichter), Kapitel 4.3.1, eingesetzt. Basierend auf den idealen Prozessstellgrößen von reinem AlSi10Mg werden diese für den Aufbau von rissfreien und dichten Probekörpern aus den beschichtbaren Feedstocks, Kapitel 5, variiert.

6.1 Verarbeitung von B4C-Mikropartikel-AMCs

Die Anpassung der Prozessstellgrößen für die verschiedenen Feedstocks erfolgt iterativ. Die Ergebnisse aus vorangegangenen Versuchen werden für die Gestaltung folgender Versuchspläne berücksichtigt. Die Prozessstellgrößen Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Bahnabstand werden bei einer konstanten Schichtstärke von 50 µm und ohne Vorheizung der Bauplatzform betrachtet. Zusätzlich wird die Matrixzusammensetzung mit Ti6Al4V modifiziert, Tabelle 6.1.

*Tabelle 6.1: Untersuchte, iterativ angepasste Prozessstellgrößen und Feedstockzusammensetzungen. Standardprozessstellgrößen von AlSi10Mg für 50 µm Schichtstärke von SLM Solutions AG **fett** markiert*

B4C	Ti6Al4V	Laserleistung	Scangeschwindigkeit	Bahnabstand
10 Vol%	0 Vol%	300 W	950 mm/s	0.17 mm
15 Vol%	3 Vol%	325 W	1080 mm/s	0.14 mm
20 Vol%		350 W	1150 mm/s	0.12 mm
			1350 mm/s	
			1550 mm/s	
			1750 mm/s	
			1950 mm/s	

Bei einem Bahnabstand von 0.17 mm sind bei allen eingestellten LED die einzelnen Schmelzbahnen noch zu erkennen, Abbildung 6.1. Das bedeutet, dass die Einzelschweißbahndimensionen kleiner sind als die von reinem AlSi10Mg, welches bei einem Bahnabstand von 0.17 mm dicht aufbaut. Bei geringerem Abstand sind die Schweißbahnen nicht mehr zu erkennen. Die Probekörper reißen jedoch bei allen Einstellungen der Prozessstellgrößen. Es ist zu beobachten, dass Anzahl und Ausprägung der Risse mit steigendem Volumenanteil B4C zunimmt. Während bei Proben mit

10 Vol% B4C nur kleinere Ausbrüche zu erkennen sind, treten ab 15 Vol% B4C größere Risse parallel und ab 20 Vol% zusätzlich senkrecht zur Aufbaurichtung auf, Abbildung 6.1.

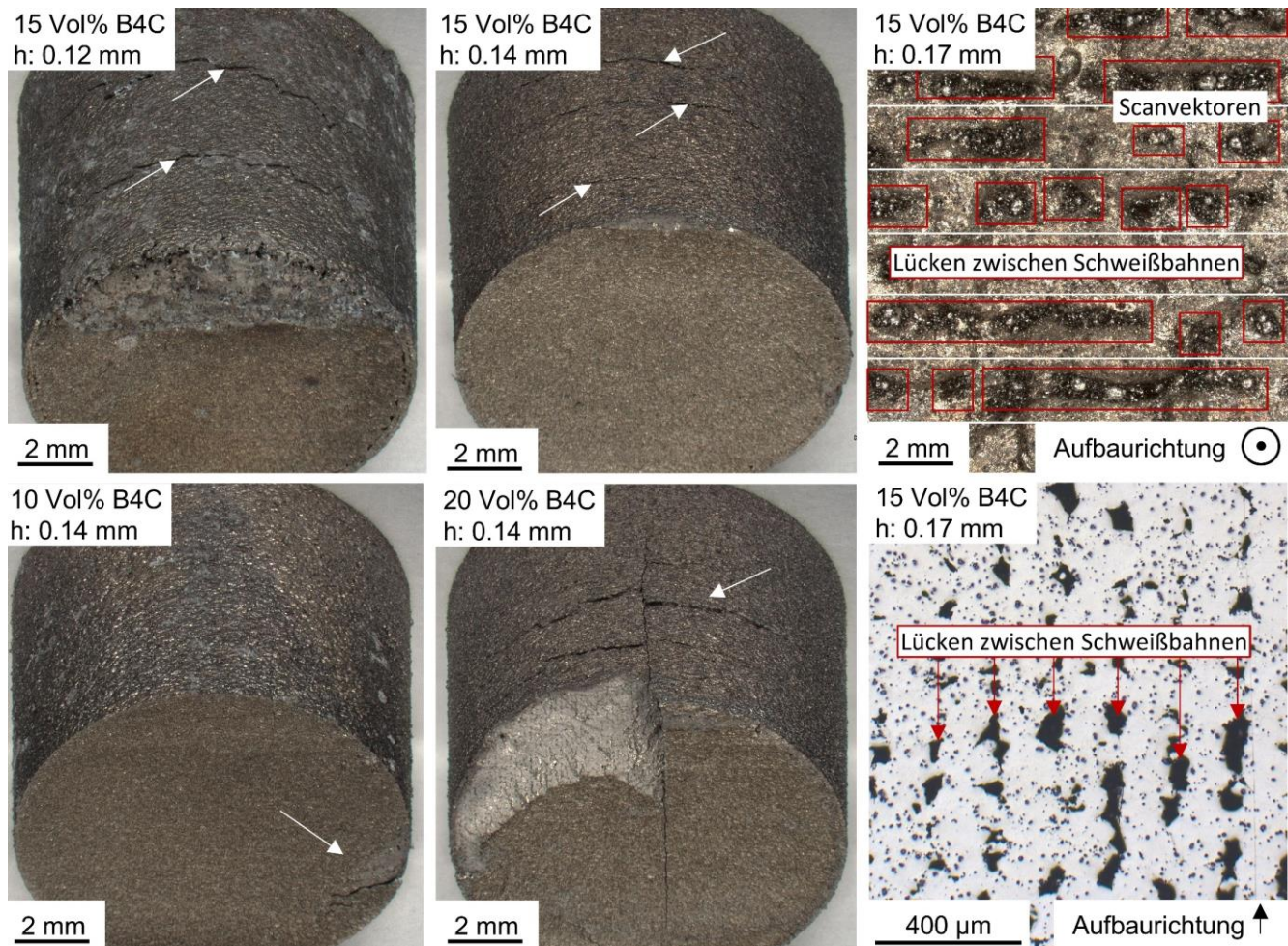


Abbildung 6.1: Einfluss des Bahnabstandes bei unterschiedlichen B4C Volumenanteilen. Prozessstellgrößen dargestellte Proben: $P = 325 \text{ W}$, $v = 1350 \text{ mm/s}$, $t = 0,05 \text{ mm}$

Die Matrix wird durch die zusätzliche Zumischung von 3 Vol% Ti6Al4V modifiziert. Dadurch können dichte und rissfreie Probekörper aus AlSi10Mg + 10 Vol% B4C im PBF-LB-Prozess aufgebaut werden. Alle Probekörper, die mit unterschiedlichen Prozessstellgrößen hergestellt werden, weisen weder makroskopische noch mikroskopische Risse auf, Abbildung 6.2 d. Die höchste Dichte wird bei einer berechnete Volumenenergiedichte von $\sim 35 \text{ J/mm}^3$ erreicht, Abbildung 6.2 a. Diese Energiedichte führt auch bei der Verarbeitung von reinem AlSi10Mg zur höchsten

Dichte. Bei höherem Vol% B4C können, unabhängig von den Prozessstellgrößen, jedoch keine dichten und makroskopisch rissfreien Bauteile mehr aufgebaut werden, Abbildung 6.2 b.

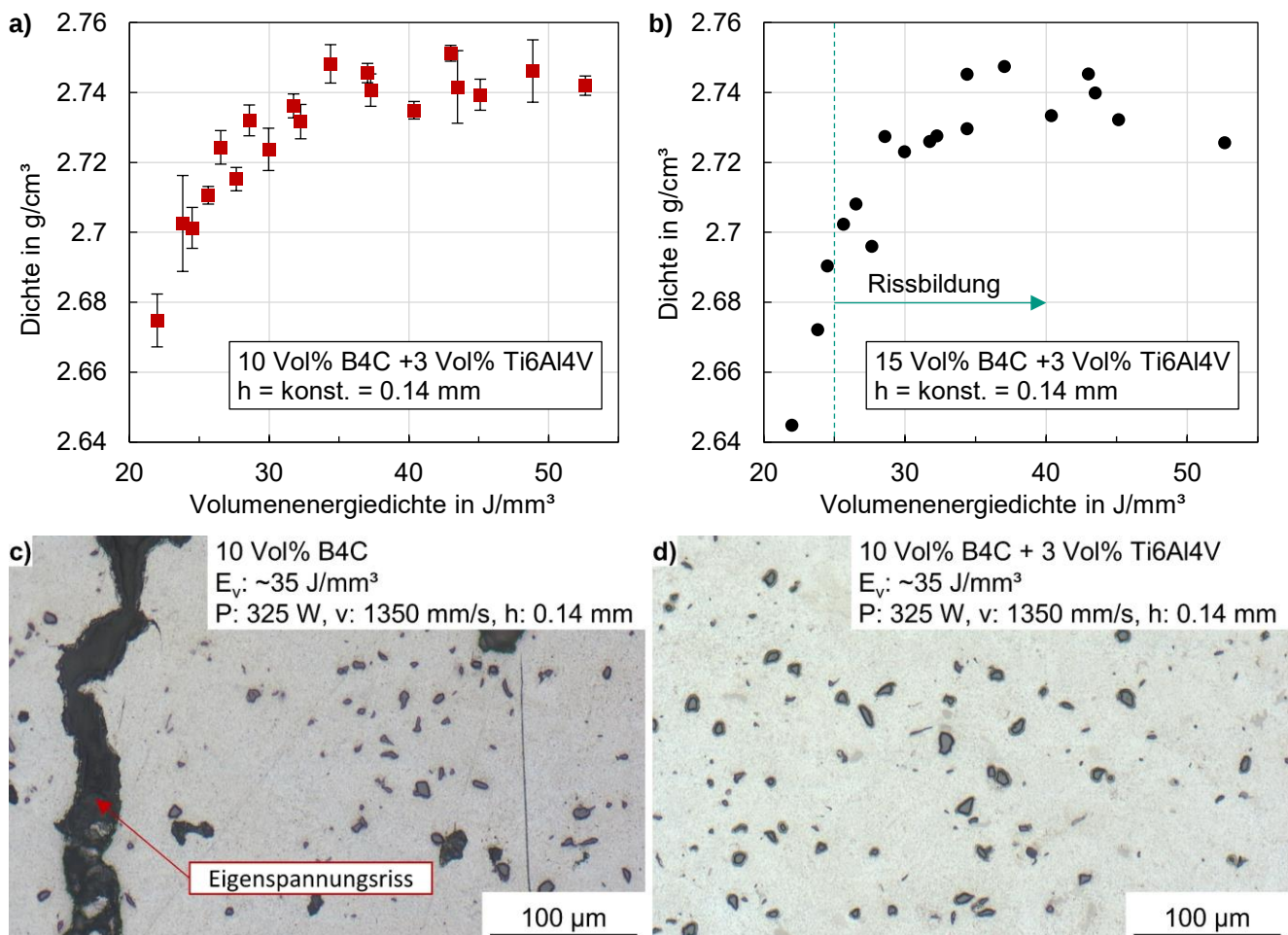


Abbildung 6.2: a,b) Einfluss der Volumenenergiedichte auf die Dichte von AlSi10Mg + B4C-Feedstocks. c) Gefüge von Probekörpern höchster Dichte ohne und d) mit Ti6Al4V Zugabe

Die detaillierte Auswertung der Ergebnisse in Abhängigkeit von Scangeschwindigkeit und Laserleistung belegt, dass für die Herstellung dichter Proben die Laserleistung bei einem Bahnabstand von 0.14 mm auf 325 W reduziert und die Scangeschwindigkeit auf 1350 mm/s erhöht werden muss. Aus den allgemeinen Kenntnissen der Porositätsentstehung im PBF-LB-Prozess, Kapitel 2.1.2, wird abgeleitet, dass bei einer Leistung von 300 W die Schmelzbahndimensionen zu klein sind, so dass sich Lack of Fusion-Porosität einstellt, weshalb die Dichte der Probekörper niedriger ist. Bei einer

Leistung von 350 W wird entsprechend davon ausgegangen, dass das Material aufgrund der höheren Schmelzbahnüberlappung überhitzt, wodurch Prozessporosität entsteht und die Dichte sinkt, Abbildung 6.3 a. Ein produktiverer Prozess ist durch eine ausschließliche Anpassung der Scangeschwindigkeit bei höherer Laserleistung deshalb nicht möglich. Aus den ermittelten Daten kann eine erste Prozesskarte erstellt werden, aus welcher die Grenzen der B4C-Zugabe hervorgehen und sich ein Prozessfenster für die Linienenergiedichte ableiten lässt. Durch Isolinien der gleichen Dichte wird erkennbar, dass die PAMC-Feedstocks besser mit einer höheren Volumenenergiedichte verarbeitet werden. Die Dichte nimmt bei höheren Werten, die von der idealen Volumenenergie abweichen, langsamer ab, Abbildung 6.3 b.

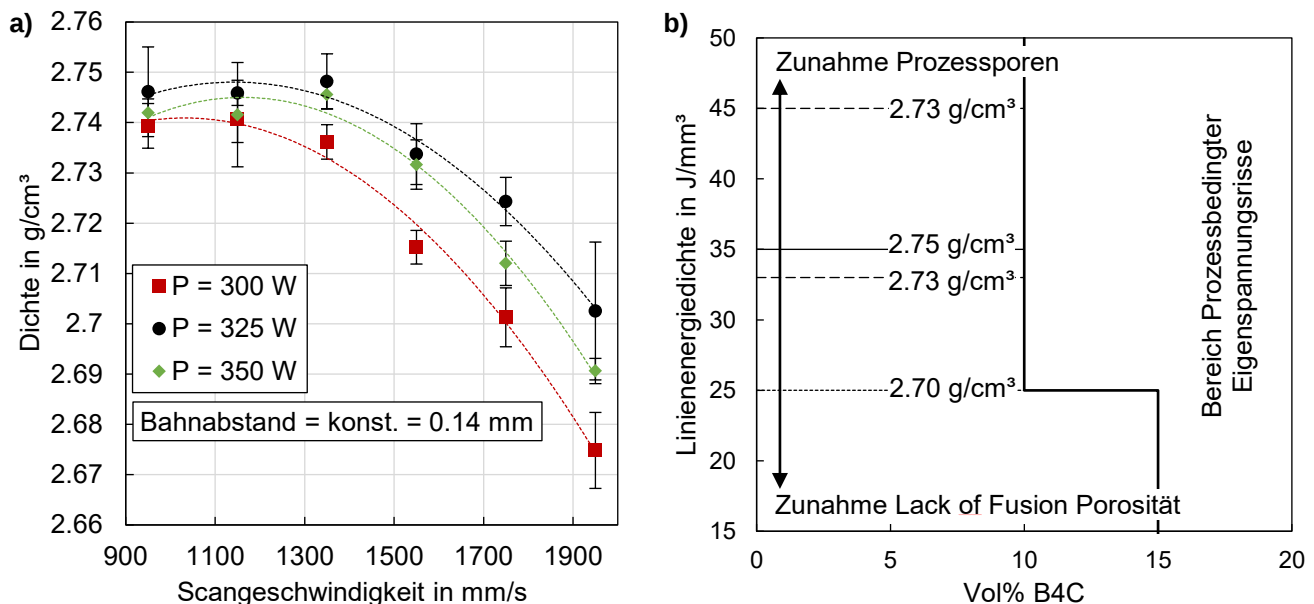


Abbildung 6.3: a) Einfluss der Laserleistung und Scangeschwindigkeit auf die Dichte von AlSi10Mg + 10 Vol% B4C + 3 Vol% Ti6Al4V. b) Zusammenfassung der Ergebnisse in einer Prozesskarte für eine AlSi10Mg + 3 Vol% Ti6Al4V

6.2 Diskussion der Matrixanpassung zur rissfreien Verarbeitung von B4C-Mikropartikel-AMCs

Die Wärmeleitfähigkeit von B4C-PAMCs ist verglichen mit der von reinem Aluminium geringer [134]. Dies führt zu einer höheren Schmelzbadtemperatur und einer langsameren Abkühlung. Die Schmelzbadabmessungen und die daraus resultierenden Schweißbahnabmessungen der PAMC-Feedstocks sollten deshalb verglichen mit

denen der reinen AlSi10Mg-Matrix größer sein. Dass die Schmelzbadabmessungen jedoch kleiner sind, wird auch von Famodimu et al. [135] festgestellt. Es wird vermutet, dass die Verstärkungspartikel die Ausbreitung der Schmelze behindern, so dass kleinere Schweißbahnen erzeugt werden. Durch diese Behinderung der Ausdehnung nehmen wahrscheinlich die prozessbedingten Eigenspannungen im Material gegenüber reinem AlSi10Mg zu. Die sich beim PBF-LB-Prozess bildenden Risse deuten darauf hin, dass die Summe der Eigenspannungen durch die behinderte Schmelzeausbreitung und Inkongruenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten die Festigkeit der Matrix übersteigen, so dass die Proben reißen. Diese Annahme wird durch die Ergebnisse von Mandal et al. [136] gestützt, die höhere thermisch bedingte Eigenspannungen als die Zugfestigkeit einer IN718-Matrix um einen B4C-Partikel im PBF-LB-Prozess und in Experimenten ebenfalls Risse beobachtet haben. Mit steigendem Anteil B4C nehmen diese Spannungen somit im Material zu, weshalb die Anzahl der Risse im Material steigt und diese ausgeprägter sind, Abbildung 6.1.

Um dennoch rissfreie Proben mit dem gewählten Materialsystem aufbauen zu können, wird eine höherfestere Matrix benötigt, welche die hohen entstehenden Eigenspannungen ertragen kann. Es ist bekannt, dass durch die Zugabe von Titan die Festigkeit von Aluminiumlegierungen gesteigert werden kann [118]. Da ein entsprechend legiertes Aluminiumpulver nicht zur Verfügung steht, wird die AlSi10Mg-Matrix durch die Zugabe von 3 Vol% Ti6Al4V-Partikel modifiziert. Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der modifizierten Matrix werden zunächst die Prozessstellgrößen zur Herstellung von Proben mit höchstmöglicher Dichte ermittelt. Die höchste Dichte wird mit den gleichen Stellgrößen erreicht, die auch zur Verarbeitung von reinem AlSi10Mg verwendet werden, Abbildung 6.4 a. Die Auswertung von Zugversuchen belegt, dass die modifizierte Matrix eine drei Prozent höhere Dehngrenze hat und die Messwerte weniger streuen, Abbildung 6.4 b. Die leicht gesteigerte Dehngrenze der Matrix kann somit erklären, weshalb mit der modifizierten Matrix dichte und rissfreie Probekörper aufgebaut werden können bei einer Zugabe von +10 Vol% B4C, Abbildung 6.2. Bei höheren Zugaben B4C reicht die geringe Festigkeitssteigerung nicht mehr, um die höheren Eigenspannungen zu ertragen, wenn dichte Probekörper aufgebaut werden sollen. Der Aufbau poröser, aber rissfreier Bauteile bei +15 Vol% B4C ist wahrscheinlich durch die Reduktion der Eigenspannungen durch die Poren möglich, weshalb auch generell rissfreie Probekörper mit einem Bahnabstand von 0.17 mm aufgebaut werden können.

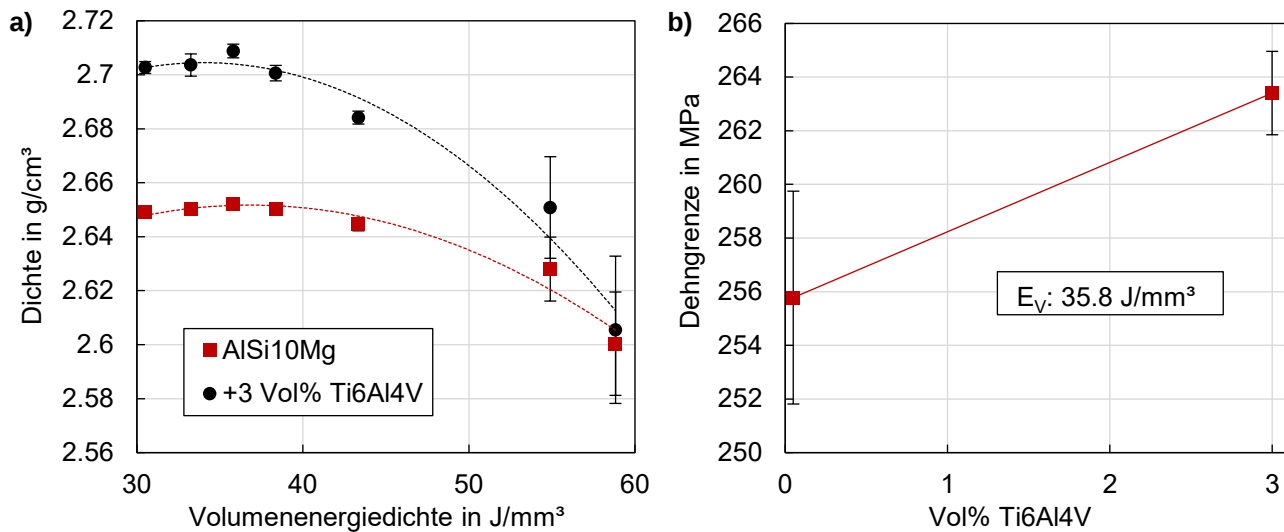


Abbildung 6.4: a) Einfluss der Prozessstellgrößen auf die Dichte von Probekörpern b) Einfluss des Vol%-Anteils Ti6Al4V auf die Dehngrenze gemessen im Zugversuch

6.3 Verarbeitung von TiC-Nanopartikel-AMCs

Überprüft wird, ob eine Anpassung der Prozessstellgrößen für die in Kapitel 5.1 betrachteten Nanopartikelbeschichtungen von AlSi10Mg zur Herstellung dichter Probekörper erforderlich ist. Dazu wird die Volumenenergiedichte variiert und die Bauplattform nicht vorgeheizt, Tabelle 6.2. Veröffentlichungen zu diesem Thema geben die Zugabe in Ma% an. Zur besseren Einordnung der Ergebnisse in den Stand der Technik wird deshalb diese Angabe nachfolgend genutzt anstelle von Vol%.

Tabelle 6.2: Untersuchte Volumenenergiedichten und Nanopartikelbeschichtungen bei konstantem Bahnabstand: 0.17 mm und konstanter Schichtstärke: 0.05 mm

Ma% TiC	Vol% TiC	SAC TiC	Laser- leistung	Scan- geschwindigkeit	Volumenenergie- dichte E_v
0	= 0	= 0 %	325 W	750 mm/s	31 J/mm³
0.23	= 0.14	= 25 %	350 W	950 mm/s	33 J/mm³
0.46	= 0.28	= 50 %	375 W	1150 mm/s	36 J/mm³
0.92	= 0.56	= 100 %		1350 mm/s	38 J/mm³
					43 J/mm³
					55 J/mm³
					59 J/mm³

Durch die höhere Dichte von TiC gegenüber AlSi10Mg steigt die Dichte der Probekörper leicht an. Die Volumenenergiedichte zur Einstellung der höchstmöglichen Dichte

bleibt für alle Feedstocks gleich, Abbildung 6.5. Dies entspricht den Untersuchungsergebnissen von Wu et al. [137], die auch erst ab einer Zugabe von 2 Ma% Nanopartikeln die Prozessstellgrößen anpassen. Die Beobachtungen von Qu et al. [138], dass die Keyholestabilität bei der Zugabe von TiC zunimmt, kann nicht bestätigt werden. Die Abnahme der Dichte und die Streuung der Messwerte bei höheren Volumenenergiedichten bleiben gleich.

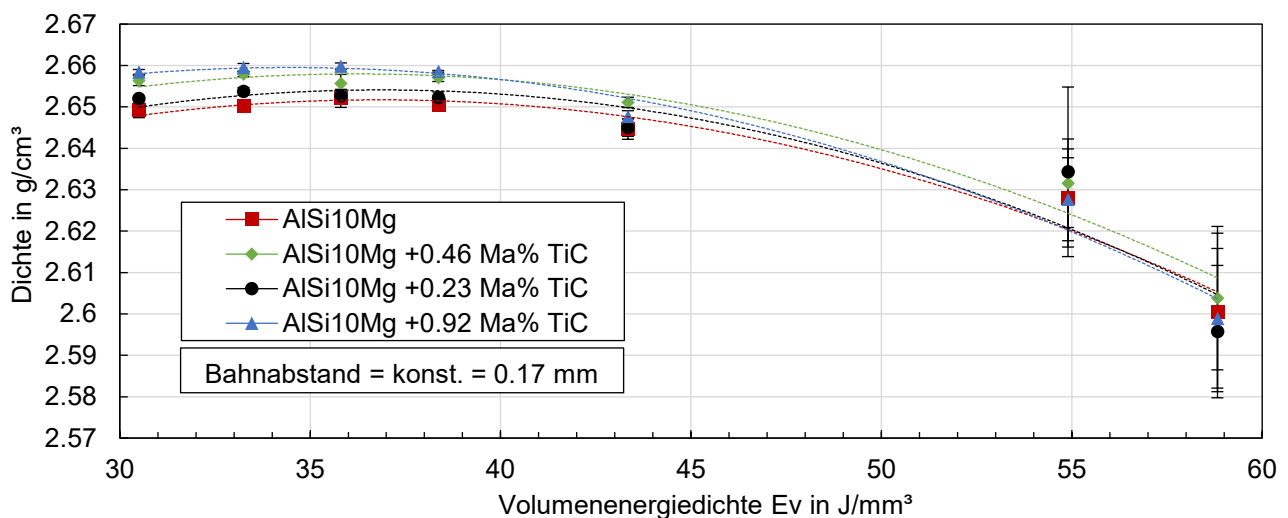


Abbildung 6.5: Einfluss der Volumenenergiedichte auf die Dichte von reinem AlSi10Mg und beschichteten AlSi10Mg-Feedstocks [128]

6.4 Erkenntnisse der PAMC-Verarbeitung

Die Herstellung von B₄C-verstärktem AlSi10Mg ist im PBF-LB-Prozess ohne Bauplattformheizung nicht möglich. Die Festigkeit von AlSi10Mg ist geringer als die Gesamtheit der im Prozess entstehenden Eigenspannungen. Nur durch die Zugabe von 3 Vol% Ti6Al4V können PAMC-Werkstoffe mit AlSi10Mg Matrix und 10 Vol% 6 µm B₄C-Partikelverstärkung dicht und rissfrei hergestellt werden. Durch die Zugabe der Ti6Al4V-Partikel steigert sich die Matrixfestigkeit, so dass die Gesamtheit der Eigenspannungen ertragen werden kann.

Die Herstellung dichter Probekörper aus mit TiC nanopartikelbeschichteten AlSi10Mg-Feedstocks ist ohne Anpassung der Prozessstellgrößen bis zu einem TiC-Gehalt von 0.92 Ma% möglich.

7 Werkstofftechnische Eigenschaften von PAMCs

Die mechanischen Eigenschaften der zu dichten Probekörpern verarbeiteten Mikro- und Nanopartikel-Feedstocks, Kapitel 6, werden diskutiert und mit Hilfe der Gefügeeigenschaften erklärt. Die Proben werden teilweise vor der spanenden Formgebung wärmebehandelt, Kapitel 4.4.1 und zu Zugversuchsproben verarbeitet, Kapitel 4.4.3. Zur Einordnung der Ergebnisse werden Proben aus reinem AlSi10Mg mit den optimierten Prozessstellgrößen der SLM Solutions Group AG aufgebaut und analysiert.

7.1 B4C-Mikropartikel-AMCs

Die zugegebenen B4C- und Ti6Al4V-Partikel sind in der AlSi10Mg-Matrix homogen verteilt, Abbildung 7.1 a. Zur Überprüfung der Grenzflächenanbindung werden fokussierte Ionenstrahlschnitte (engl. Focused Ion Beam: FIB-Schnitte) von As-Built-Proben angefertigt. An den Grenzflächen zwischen Aluminium oder Titan und B4C können keine Hohlräume identifiziert werden und es lässt sich Aluminium innerhalb der Partikel nachweisen, Abbildung 7.1 b,c. Dies weist darauf hin, dass das AlSi10Mg und Ti6Al4V durch die stärkere Schrumpfung an die Partikel gepresst und die Aluminiumschmelze dadurch auch in Anrisse der B4C-Partikel gedrückt wird.

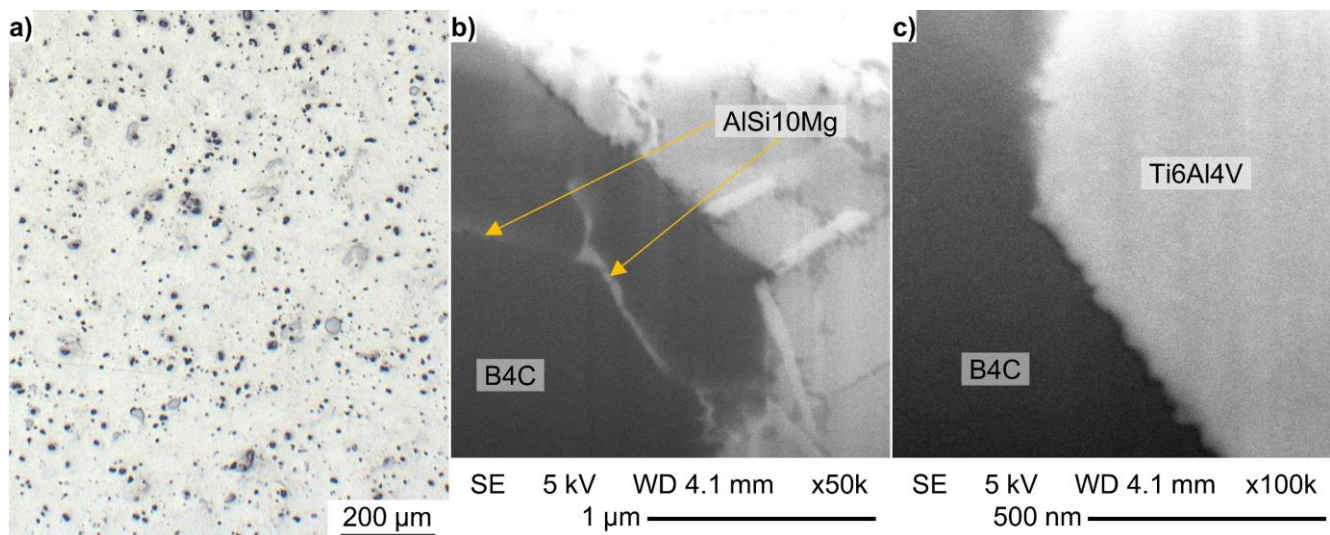


Abbildung 7.1: As-Built: AlSi10Mg +10 Vol% B4C +3 Vol% Ti6Al4V a) Schliffbild b) FIB-Schnitt: Grenzfläche AlSi10Mg-B4C c) FIB-Schnitt: Grenzfläche Ti6Al4V-B4C

Die Bildung weiterer Phasen an den Grenzflächen zwischen Aluminium oder Titan und B4C kann nicht nachgewiesen werden. **Die Stoffe reagieren somit entgegen der in Kapitel 3 getroffenen Annahme nicht miteinander!** Daraus folgt, dass die Zeit bei den eingestellten Prozessstellgrößen im PBF-LB-Prozess in der Temperaturen $>660\text{ }^{\circ}\text{C}$ herrschen, für die Reaktion zu kurz ist. Interessant ist, dass trotz der höheren Reaktivität des Titans auch keine Grenzflächenreaktion mit dem B4C stattfindet. Somit fehlt im Verbundwerkstoff grundsätzlich eine stoffschlüssige Verbindung zwischen Matrix und Verstärkungsphase.

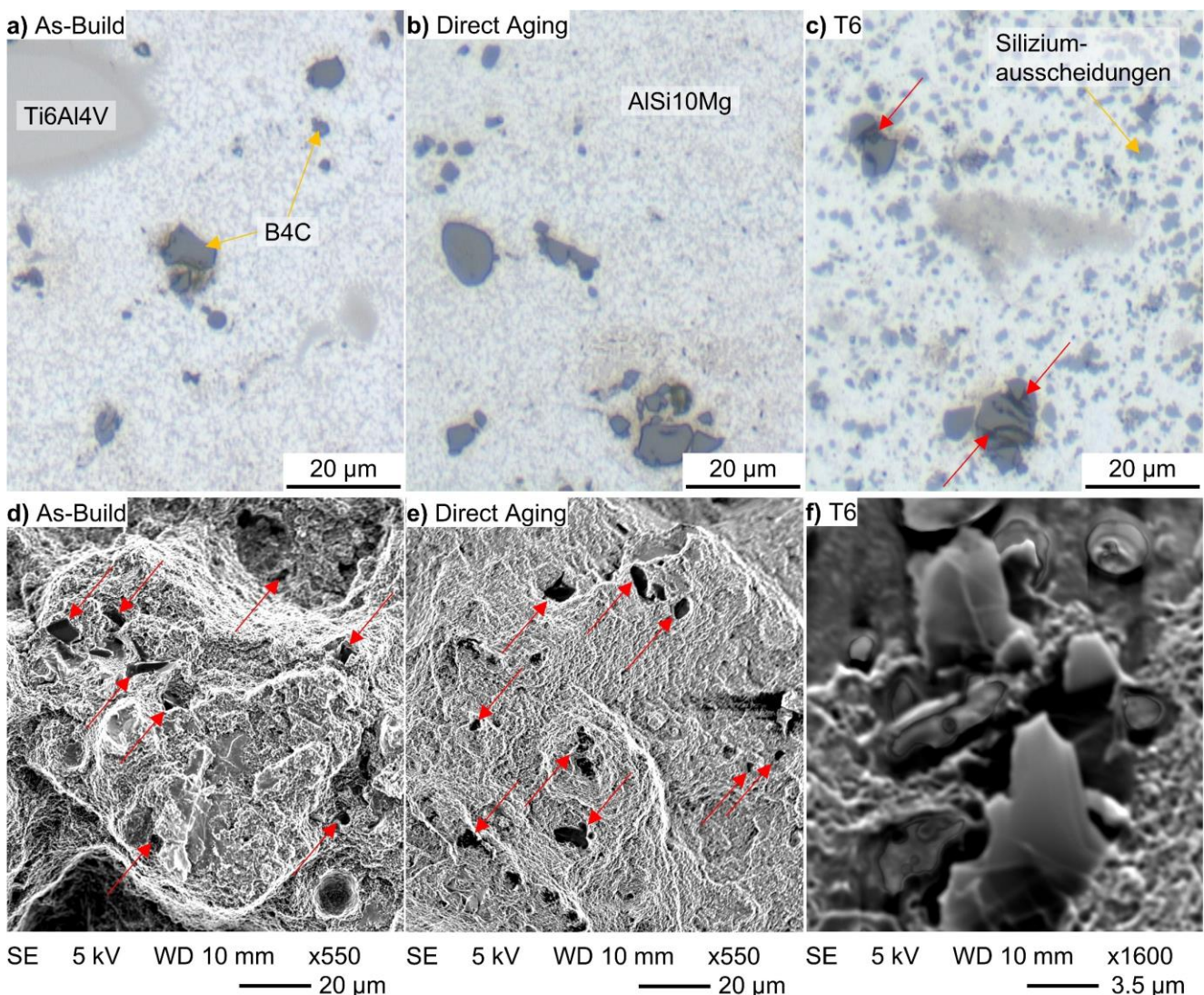


Abbildung 7.2: AISi10Mg +10 Vol% B4C +3 Vol% Ti6Al4V. a,b,c) Gefügeanalyse, rote Pfeile: B4C-Brüche, d,e,f) Bruchflächenbewertung nach Zugversuch, rote Pfeile: B4C-Partikel

Der fehlende Stoffschluss zwischen Matrixbestandteilen und den Verstärkungspartikeln spiegelt sich auch in den Bruchflächen der As-Built-Zugversuche wider, in denen keine gebrochenen B4C-Partikel, sondern nur Matrixablösungen von den B4C-Partikeln erkennbar sind. Dies ist durch die ausschließlich konvex herausstehenden B4C-Partikel belegt. Zerklüftete B4C-Partikel, die auf einen Partikelbruch hindeuten würden, treten nicht auf, Abbildung 7.2 d. Das Bruchbild der Zugversuche DA wärmebehandelter Proben bleibt im Vergleich zum As-Built-Zustand gleich. Die Anbindung der B4C-Partikel an die Matrix ändert sich durch die DA-Wärmebehandlung nicht, Abbildung 7.2 e. Durch die T6-Wärmebehandlung brechen die Partikel, Abbildung 7.2 c, und der Werkstoff versagt im Zugversuch entlang der gebrochenen Partikel, deren Facetten deutlich aus der Bruchfläche herausstehen, Abbildung 7.2 f.

Während kein Unterschied im Bruchbild und mikroskopischen Gefüge zwischen As-Built und DA wärmebehandelten Proben festgestellt wird, Abbildung 7.2 a,b,d,e, kann eine Veränderung der mechanischen Kennwerte gemessen werden. Grundsätzlich steigt die Dehngrenze aller betrachteten Werkstoffe, Abbildung 7.3. Der Anstieg bei reinem AlSi10Mg ist durch die in Kapitel 2.2.1 beschriebenen Gefügeumwandlung erklärbar, weshalb auch die Bruchdehnung abnimmt. Die Dehngrenze des B4C-PAMCs nimmt nur geringfügig zu, während die Streuung der Messwerte steigt. Die Dehngrenze des B4C-PAMCs nach der DA-Wärmebehandlung ist jedoch niedriger als die von reinem AlSi10Mg und dem AlSi10Mg-Ti6Al4V-Verbundwerkstoff.

Durch die T6-Wärmebehandlung löst sich bei allen Werkstoffzusammensetzungen das additive Gefüge auf und es bilden sich klassische Aluminium-Silizium-Ausscheidungen, Kapitel 2.2.1, Abbildung 7.2 c. Dies führt zu einer Abnahme der Dehngrenze von AlSi10Mg bei einem deutlichen Anstieg der Bruchdehnung. Im Gegensatz dazu sinkt die Bruchdehnung des B4C-PAMCs aufgrund der gebrochenen Partikel. Die Dehngrenze gegenüber reinem AlSi10Mg ist jedoch höher, Abbildung 7.3.

Weiterhin fällt auf, dass der AlSi10Mg-Ti6Al4V-Verbundwerkstoff eine ähnliche Dehngrenze aufweist wie vor der T6-Wärmebehandlung, die Bruchdehnung jedoch zunimmt, Abbildung 7.3.

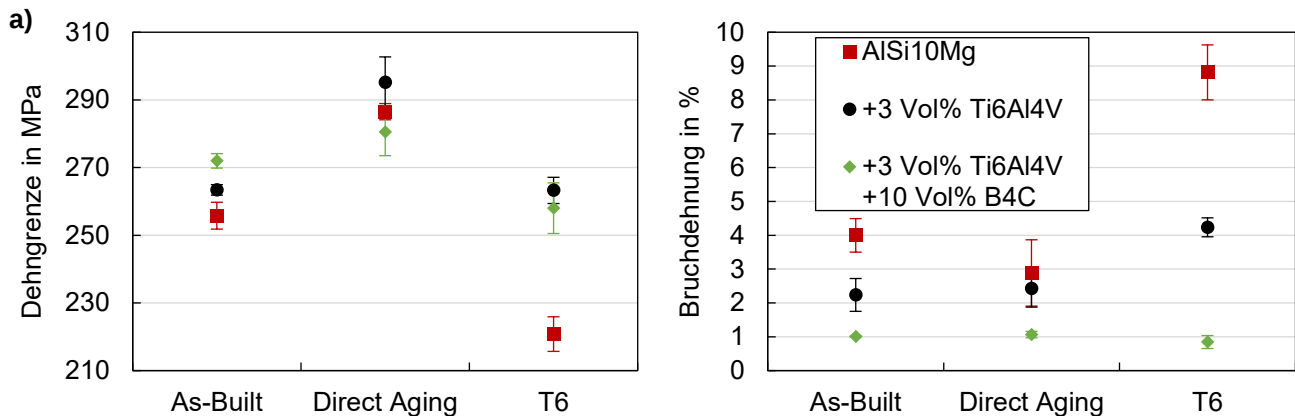


Abbildung 7.3: Einfluss klassischer Wärmebehandlungen auf die a) Dehngrenze, b) Bruchdehnung der untersuchten Materialzusammensetzungen

7.2 Diskussion der Eigenschaften der B4C-Mikropartikel-AMCs

Die Ergebnisse belegen, dass die angestrebte Festigkeitssteigerung des Werkstoffes durch die Zugabe der B4C-Verstärkungspartikel nicht erreicht wird. Dies ist maßgeblich auf die fehlende stoffschlüssige Verbindung zwischen Matrix und Verstärkungsphase zurückzuführen. Aufgrund der fehlenden stoffschlüssigen Verbindung können keine wirkenden Lasten über die Verstärkungspartikel übertragen werden und diese wirken wahrscheinlich als Kerben im Verbundwerkstoff. Daraus folgt, dass die Verstärkungspartikel die Versetzungsbewegung nicht behindern, weshalb die festigkeitssteigernde Wirkung gering ausfällt. Weiter behindern die Partikel nicht die Rissausbreitung, weshalb die Bruchdehnung stark abnimmt, Abbildung 7.3. Eine chemische Reaktion zwischen Aluminiummatrix und B4C findet erst oberhalb der Schmelztemperatur der Matrix statt [117]. Aus diesem Grund kann diese nicht nach dem PBF-LB-Prozess durch eine klassische Wärmebehandlung erzeugt werden, damit die Verstärkungspartikel festigkeitssteigernd wirken. Eine nachträgliche Grenzphasenreaktion könnte jedoch durch heiß-isostatisches Pressen (HIP) bewirkt werden. Veröffentlichungen belegen, dass durch den erhöhten Druck in einem HIP-Prozess und die damit verbundenen veränderten Diffusionsprozesse die Reaktion einer stoffschlüssigen Al₃BC-Phase auch bei Temperaturen um 570 °C, also unterhalb der Schmelztemperatur, in einem Zeitraum von 0,5-2 h erreicht werden kann [112,139].

Durch die DA-Wärmebehandlung kann die Festigkeit des B4C-PAMCs nicht gesteigert werden. Während der Wärmebehandlung werden die Verspannungen im Mikrobereich des B4C-PAMCs wahrscheinlich abgebaut. Beim Abkühlen wird der Werkstoff

anschließend im Mikrobereich geringer verspannt, weil ΔT beim DA geringer ist als im PBF-LB-Prozess. Durch das geringere ΔT nimmt die indirekte Verstärkungswirkung der B4C-Partikel ab, Formel 3. Im As-Built-Zustand überkompensiert die indirekte Festigkeitssteigerung die Schwächung durch die Kerbwirkung, was zu einer höheren Dehngrenze des B4C-PAMCs im Vergleich zur AlSi10Mg-Ti6Al4V-Matrix führt. Nach der DA-Wärmebehandlung ist dies nicht mehr der Fall, weshalb die Dehngrenze geringer ist.

Anders als bei SiC-PAMCs beobachtet [96] ist die klassische T6-Wärmebehandlung für den B4C-PAMCs ebenfalls nicht geeignet, weil die Partikel danach gebrochen im Material vorliegen. Dies kann zwei verschiedene Ursachen haben. Erstens, die Thermoschockbeständigkeit der B4C-Keramik ist geringer als die von SiC [140], so dass diese beim Abschrecken der Proben im Wasser bricht. Zweitens, die Partikel brechen entlang ihrer Anrisse. Diese entstehen wahrscheinlich während des Attritor-mahlprozesses, durch welchen das B4C zu 6 μm Partikeln zerkleinert wird. Abbildung 7.1 belegt, dass in diese Anrisse die Matrixschmelze während des PBF-LB-Prozesses gepresst wird. Bei der T6-Wärmebehandlung dehnt sich das abgelagerte AlSi10Mg in diesen Anrissen stärker aus als das B4C, wodurch an Rissenden Spannungen entstehen, so dass die Partikel entlang der Anrisses vollständig brechen. Dies hat zur Folge, dass eine stärkere Werkstoffvorschädigung vorliegt, aus der eine noch weiter abnehmende Bruchdehnung unter 1 % resultiert. Dass die Dehngrenze dennoch höher ist als die von reinem AlSi10Mg kann wieder mit der indirekten Verstärkung erklärt werden.

7.3 TiC-Nanopartikel-AMCs

Neben der Untersuchung der B4C-Mikropartikelverstärkung wird in dieser Arbeit der festigkeitssteigernde Einfluss von TiC-Nanopartikeln im Kontext ihrer fließfähigkeitsverbessernden Wirkung auf Pulverwerkstoffe untersucht. Nach den vorgestellten Ergebnissen in Kapitel 5.1 wird keine weitere Fließfähigkeitsverbesserung mehr ab einer Zugabe $>0.92 \text{ Ma}\%$ erreicht. Die Analyse der Korngröße des Werkstoffes AlSi10Mg ist nur durch Elektronenrückstreubeugungsmessungen (engl. electron backscatter diffraction: EBSD) möglich. Diese werden extern beauftragt und mit einem Rasterelektronenmikroskop Auriga 60 FIB von Carl Zeiss durchgeführt. Die Orientierungsbilder (engl. orientation image map: OIM) der EBSD-Messungen belegen

für reines AlSi10Mg die Bildung eines Feinkornsauemes entlang eines Schweißbahnrandes, während sich im Kern größere Körner ausbilden, Abbildung 7.4 a. Die feinere Kornstruktur am Schweißbahnrand ist auf den höheren Temperaturgradienten und damit auf die schnellere Abkühlung gegenüber dem Kern der Schweißbahn zurückzuführen [141,142]. Durch die Zugabe von TiC-Nanopartikeln wird diese heterogene Kornverteilung minimiert, weil sich der Erstarrungstyp von endogener zu exogener Erstarrung ändert. Bei einer Zugabe von nominell 0.23 Ma% TiC stellt sich ein epitaktisches Kornwachstum aufgrund des Wärmestromes in Richtung der Bauplattform ein, Abbildung 7.4 b. Oberhalb nominell 0.46 Ma% TiC liegen zelluläre Körner vor, Abbildung 7.4 c. Erst ab einer nominellen Zugabe von 0.92 Ma% TiC kommt es zu einer deutlichen Kornfeinung und die Körner weisen keine Vorzugsausrichtung mehr auf, Abbildung 7.4 d.

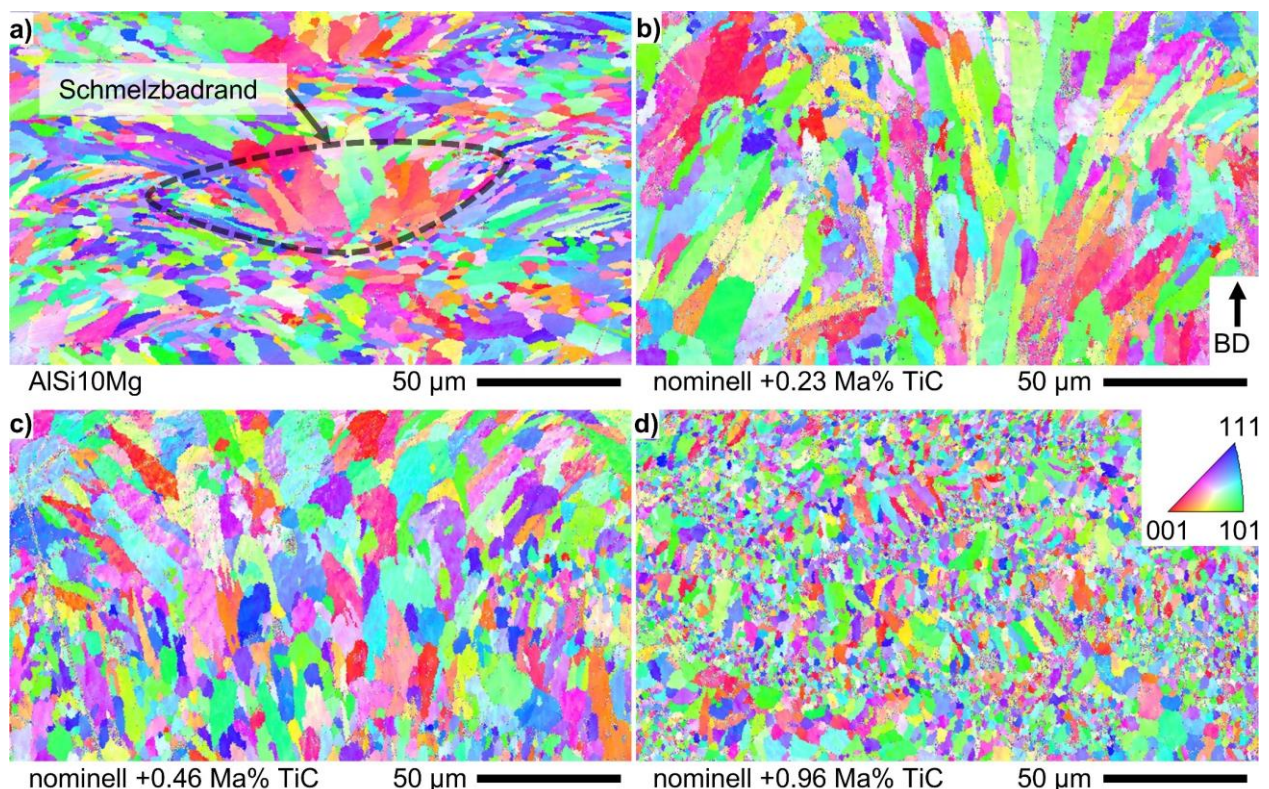


Abbildung 7.4: OIM von AlSi10Mg a) ohne, b-d) mit TiC-Nanopartikelbeschichtung [128]

Die Veränderungen der Kornstruktur spiegeln sich auch in der Auswertung der Korngröße wider. Bis nominell 0.46 Ma% TiC wird eine minimale Abnahme der mittleren

Korngröße festgestellt. Bei einer Zugabe von nominell 0.92 Ma% TiC fällt die mittlere Korngröße signifikant ab und die Mehrzahl der Körner weist eine ähnliche Korngröße auf, Abbildung 7.5.

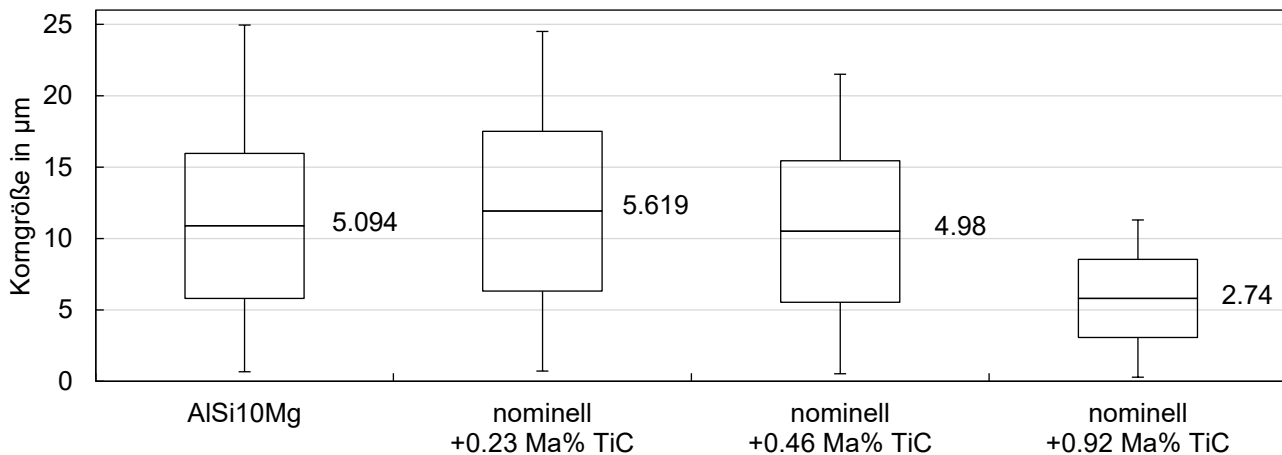


Abbildung 7.5: Korngrößenverteilung in Abhängigkeit der TiC-Nanopartikelmasse [128]

Weitere Veröffentlichungen [105,106,113,137] messen eine der Kornfeinung entsprechende Festigkeitssteigerung. In dieser Arbeit kann diese allerdings nicht nachgewiesen werden. Es wird lediglich eine nicht mit der Veränderung der Korngröße erklärbare Schwankung der Bruchdehnung gemessen, Abbildung 7.6.

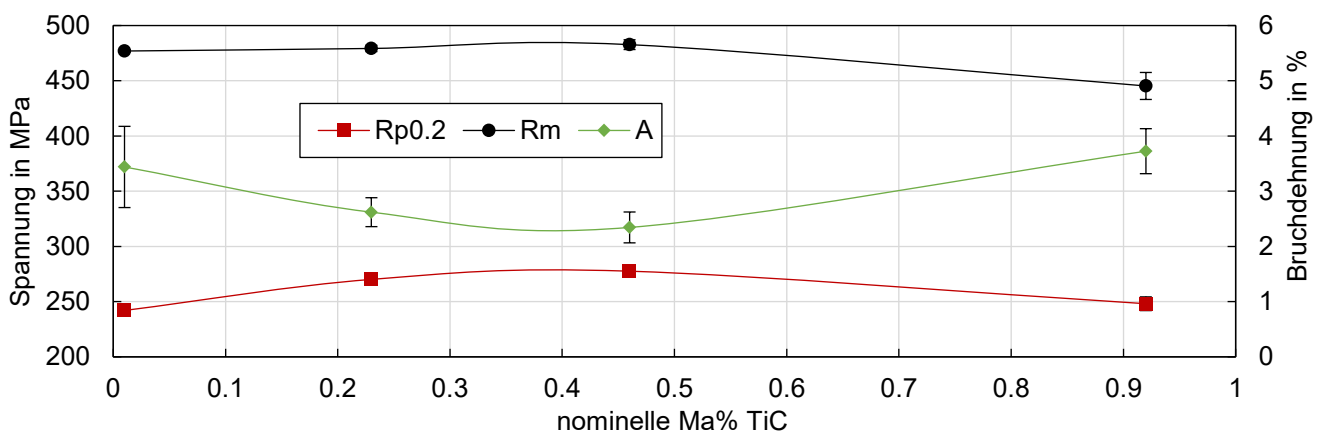


Abbildung 7.6: Einfluss TiC-Nanopartikelmasse auf die Kennwerte von AlSi10Mg, erweitert [128]

7.4 Diskussion der Eigenschaften der TiC-Nanopartikel-AMCs

Theoretisch betrachtet reicht für eine Korngröße von $2.73\ \mu\text{m}$ bereits eine Nanopartikelmasse von $\sim 0.001\ \text{Ma}\%$ aus, wenn jedes TiC-Nanopartikel als Keimbildner wirken würde. Da deutlich höhere Massen Nanopartikel in dieser Arbeit zugegeben werden und erst ab einer Zugabe von $0.92\ \text{Ma}\%$ eine deutliche Kornfeinung gemessen wird, wirkt nicht jeder Nanopartikel als Keimbildner. Xiao et al. [113] bestätigen dies experimentell. Sie weisen viele Nanopartikel in einem Korn nach, weshalb auch in deren Untersuchungen erst eine deutliche Kornfeinung ab $2\ \text{Ma}\%$ beobachtet wird. Trotz der gemessenen Halbierung der Korngröße gegenüber reinem AlSi10Mg bei einer Zugabe $0.92\ \text{Ma}\%$ TiC-Nanopartikel wird keine höhere Festigkeit gemessen. Nach Hall-Petch, Formel 4, sollte diese jedoch durch die Kornfeinung um ca. $70\ \text{MPa}$ höher gegenüber der von reinem AlSi10Mg sein. Daraus wird abgeleitet, dass die durchgeführte EBSD-Messung von nominell $0.92\ \text{Ma}\%$ TiC nicht den allgemeinen Werkstoffzustand abbildet, sondern einen Ausreißer darstellt. Aufgrund des hohen Messaufwandes kann diese These nicht durch Wiederholungsmessungen statistisch abgesichert aber durch eine andere Argumentationskette gestützt werden: Andere Veröffentlichungen, die unterschiedliche zugegebene Massen TiC-Nanopartikel ($0.5, 2, 5, 8\ \text{Ma}\%$ TiC-Nanopartikel [113]) untersucht haben, stellen fest, dass sich erst ab $2\ \text{Ma}\%$ eine signifikante Kornfeinung einstellt. Ca. $1\ \text{Ma}\%$ kann die minimal notwendige Masse sein, um eine signifikante Kornfeinung während der Erstarrung auszulösen. Während der Versuche wird jedoch ein Verlust der TiC-Nanopartikelbeschichtung vor dem Bauprozess festgestellt, weshalb die tatsächliche Nanopartikelmasse im Feedstock geringer ist als die nominell zur Feedstockherstellung eingewogene.

Die durch Mischen aufgetragene Beschichtung haftet nicht nur an den AlSi10Mg-Partikeln, sondern auch an allen anderen Oberflächen (Mischflaschen, Siebpfanne, Anlageninnenraum). Bei der Reinigung mit Isopropanol wird der Verlust der schwarzen TiC-Nanopartikelbeschichtung auf Reinigungstüchern sichtbar. Dies deutet darauf hin, dass der Prozess des Mischens zur Beschichtung nicht ideal ist, da die Kohäsionskräfte allein die Nanopartikel nicht ausreichend an die AlSi10Mg-Partikeloberfläche anbinden. Diese Annahme wird auch durch eine visuelle Untersuchung der Oberflächenbelegung der AlSi10Mg-Partikel bestätigt. Die Agglomerate von Nanopartikeln sind deutlich als weiße Punkte auf der Oberfläche zu erkennen. Eine Zunahme der anhaftenden Nanopartikel bei zunehmendem SAC wird jedoch nicht festgestellt, Abbildung 7.7.

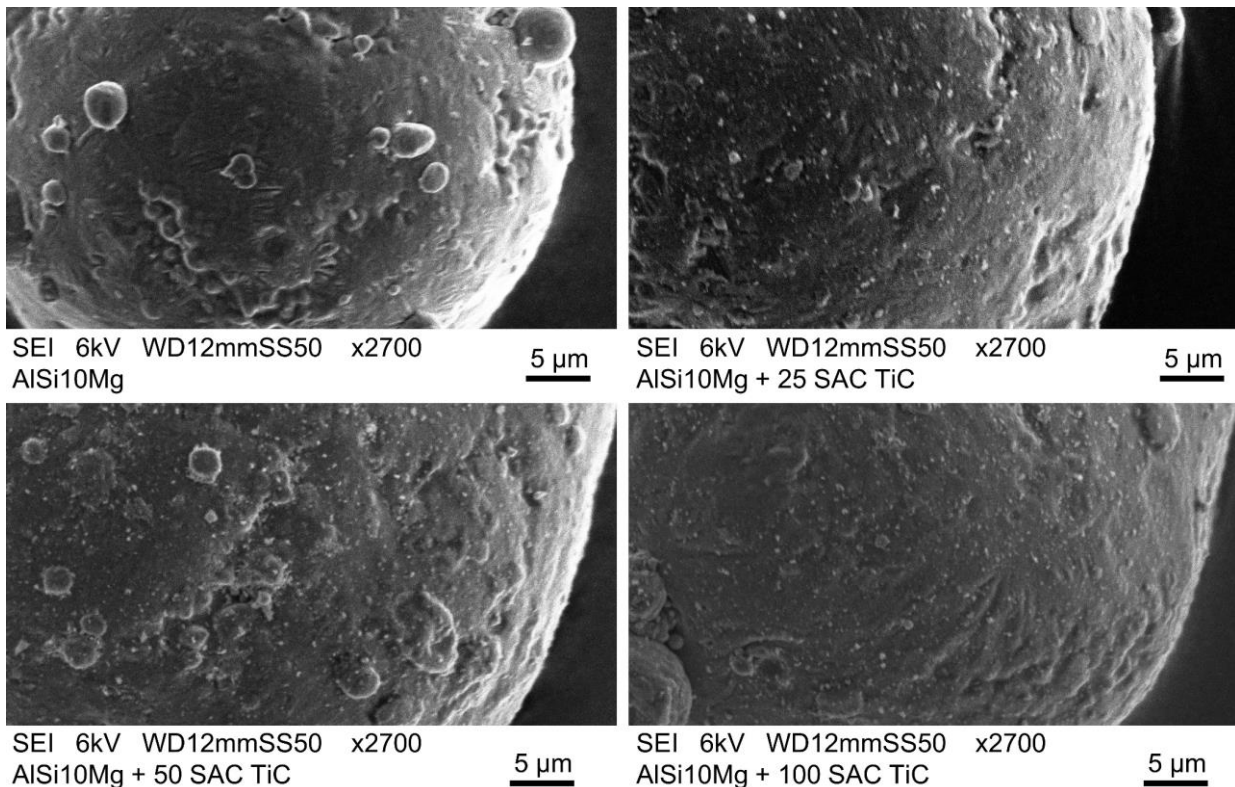


Abbildung 7.7: REM-Aufnahmen einzelner Pulverpartikel ohne und mit TiC-Nanopartikelbeschichtung [128]

7.5 Werkstofftechnische Erkenntnisse der PAMC-Analysen

Es kann nur eine marginale Festigkeitssteigerung durch +10 Vol% B₄C im PAMC bei gleichzeitig stark abnehmender Bruchdehnung erreicht werden. Dies wird auf die fehlende Ausbildung einer stoffschlüssigen Verbindung zwischen Matrix und B₄C-Verstärkungspartikeln während des additiven Aufbauprozess zurückgeführt. Die B₄C-Partikel können deshalb keine Kräfte bei Belastung des Verbundwerkstoffes übertragen und wirken in diesem als Kerben.

Weiter wird festgestellt, dass klassische Aluminiumwärmebehandlungen für die Veränderung der Stoffeigenschaften des untersuchten B₄C-Verbundwerkstoffes nicht geeignet sind. Aufgrund einer hohen Thermoschockempfindlichkeit und oder durch die Ausdehnung von AlSi10Mg-Ablagerungen in B₄C-Partikelanrissen brechen die Partikel während einer T6-Wärmebehandlung. Eine DA-Wärmebehandlung ist ungeeignet, weil wahrscheinlich die festigkeitssteigernden Verspannungen in der Matrix im Mikrobereich um die Verstärkungspartikel abgebaut werden, so dass die indirekte Festigkeitssteigerung abnimmt.

Aufgrund der niedrigen Bruchdehnung und der geringeren Dehngrenze des neu entwickelten B4C-PAMCs in allen untersuchten Zuständen (As-Built, DA, T6) ist dieser keine Alternative zu mit scandiumlegierten Aluminiumwerkstoffen. Die Werte sind insbesondere niedriger als die von reinem AlSi10Mg bzw. dem Ti6Al4V verstärkten AlSi10Mg nach einer Wärmebehandlung.

Im Kontext der Fließfähigkeitsverbesserung durch TiC-Nanopartikel wird auch eine mögliche Festigkeitssteigerung durch deren Zugabe untersucht, weil diese eine Kornfeinung auslösen können. Untersucht werden Nanopartikelmassen bis 0.92 Ma%. Nach den Ergebnissen in Kapitel 5.1 tritt bei höherer Zugabe keine weitere Fließfähigkeitsverbesserung mehr ein. Mit dieser Limitierung der Nanopartikelmasse kann in dieser Arbeit keine Festigkeitssteigerung erreicht werden. Dies ist darauf zurückzuführen, dass nicht jedes Partikel als Keimbildner wirkt, sodass sich keine homogene Kornfeinung im Werkstoff bei der zugegebenen Masse von nominell 0.92 Ma% TiC ergibt. Dass keine homogene Verteilung der Nanopartikel vorliegt, wird darauf zurückgeführt, dass mit einer einzelnen EBSD-Messung eine Halbierung der Korngröße gemessen werden kann, aber sich keine entsprechende Festigkeitssteigerung ergibt. Eine Ursache dafür ist die mischende Beschichtung. Durch dieses Verfahren haften die Nanopartikel nicht nur an den zu beschichtenden AlSi10Mg-Partikeln, sondern auch an Laboroberflächen. Somit ist die reale Masse Nanopartikel im Feedstock geringer.

Eine Kombination von B4C und TiC in einem Feedstock wird in dieser Arbeit nicht untersucht, weil der Beschichtungsprozess nicht geeignet ist, eine definierte Masse TiC in den Feedstock einzubringen. Somit können keine reproduzierbaren werkstofftechnische Ergebnisse erzielt werden.

Die in Kapitel 5 dargestellten Ergebnisse sind trotz des bekannten Nanopartikelverlustes valide. In den Beschichtungsversuchen (Kapitel 5) fällt der Nanopartikelverlust ebenfalls auf. Weil die Ergebnisse in Kapitel 5 reproduzierbar sind und die Ergebnisse mit anderen Veröffentlichungen [29,35,36] übereinstimmen, welche die Nanopartikelbeschichtung ebenfalls durch Mischen erzeugt haben, wird der Einfluss des Verlusts in dieser Arbeit, bezogen auf die Beschichtung, nicht weiter untersucht.

8 Reduktion von Oberflächenrauheit durch Keramikpartikel

Nach derzeitigem Stand der Technik kann der ideale Zustand einer geringen Oberflächenrauheit ohne Prozessporen in der Randschicht im PBF-LB Prozess nicht eingestellt werden. Die Wahl der Prozessstellgrößen des Konturscans entscheidet, ob glattere Oberflächen mit randschichtnahen Prozessporen oder rauere Oberflächen ohne Porosität aufgebaut werden, Kapitel 2.1.4. Durch die hohe Oberflächenrauheit oder die Prozessporen in der Randschicht reduziert sich die Ermüdungsfestigkeit [71,143,144]. Müssen sicherheitsrelevante Bauteile ermüdungsfest ausgelegt werden, wirkt sich die geringere Ermüdungsfestigkeit im As-Built-Zustand negativ auf das notwendige Strukturvolumen aus. In der Folge weisen im PBF-LB Prozess gefertigte Bauteile ein höheres Gewicht auf als konventionell gefertigte Bauteile, Abbildung 1.1. Der ideale Zustand bei PBF-LB gefertigten Bauteilen kann zwar durch spanende [116], gleitschleifende [117] oder elektrochemische [118] Nachbearbeitung eingestellt werden, ist aber zeit- und kostenintensiv, was die Wirtschaftlichkeit des bereits vergleichsweise teuren Verfahrens weiter einschränkt.

Die Prozessstellgrößen für den Flächen- und den Konturscan sind bei der Verarbeitung von reinem AlSi10Mg und der PAMC-Feedstocks für die Probenherstellung der zuvor vorgestellten Untersuchungen identisch eingestellt. Durch die gleichen Stellgrößen entstehen bei allen Proben keine Prozessporen in der Randschicht. Die Oberflächenrauheit von reinem AlSi10Mg ist jedoch signifikant höher als die der PAMC-Werkstoffe. Vor allem Schweißspritzer und Pulverpartikel lagern sich an der Oberfläche von reinem AlSi10Mg ab. Bei der Verarbeitung von PAMC-Feedstocks haften nur vereinzelt Pulverpartikel an der Oberfläche, unabhängig davon, ob TiC oder B₄C zugegeben wird, Abbildung 8.1. Diese Beobachtung belegt, dass bei der Festlegung der Prozessstellgrößen des Konturscans durch die Zugabe keramischer Partikel in einen Feedstock keine Entscheidung mehr für eine glattere Oberfläche mit randschichtnahen Prozessporen oder für eine rauere Oberfläche ohne Porosität getroffen werden muss.

Eine Untersuchung der Ermüdungsfestigkeit der in dieser Arbeit vorgestellten PAMC-Werkstoffe ist zum aktuellen Zeitpunkt noch nicht zielführend, weil zunächst eine Lösung für die stoffschlüssige Anbindung der Partikel an die Matrix entwickelt werden muss, Kapitel 7.1. Die beobachtete Veränderung wird dennoch untersucht, um die

Mechanismen zu identifizieren, die zu einer reduzierten Anhaftung von Schweißspritzern an der Oberfläche führen. Dazu wird der Schmelzprozess beobachtet, Kapitel 4.3.3. Analysiert wird reines AlSi10Mg und je ein TiC- bzw. B4C-verstärkter Feedstock mit den Prozessstellgrößen zur Einstellung der höchstmöglichen Dichte gemäß Kapitel 6, Tabelle 8.1.

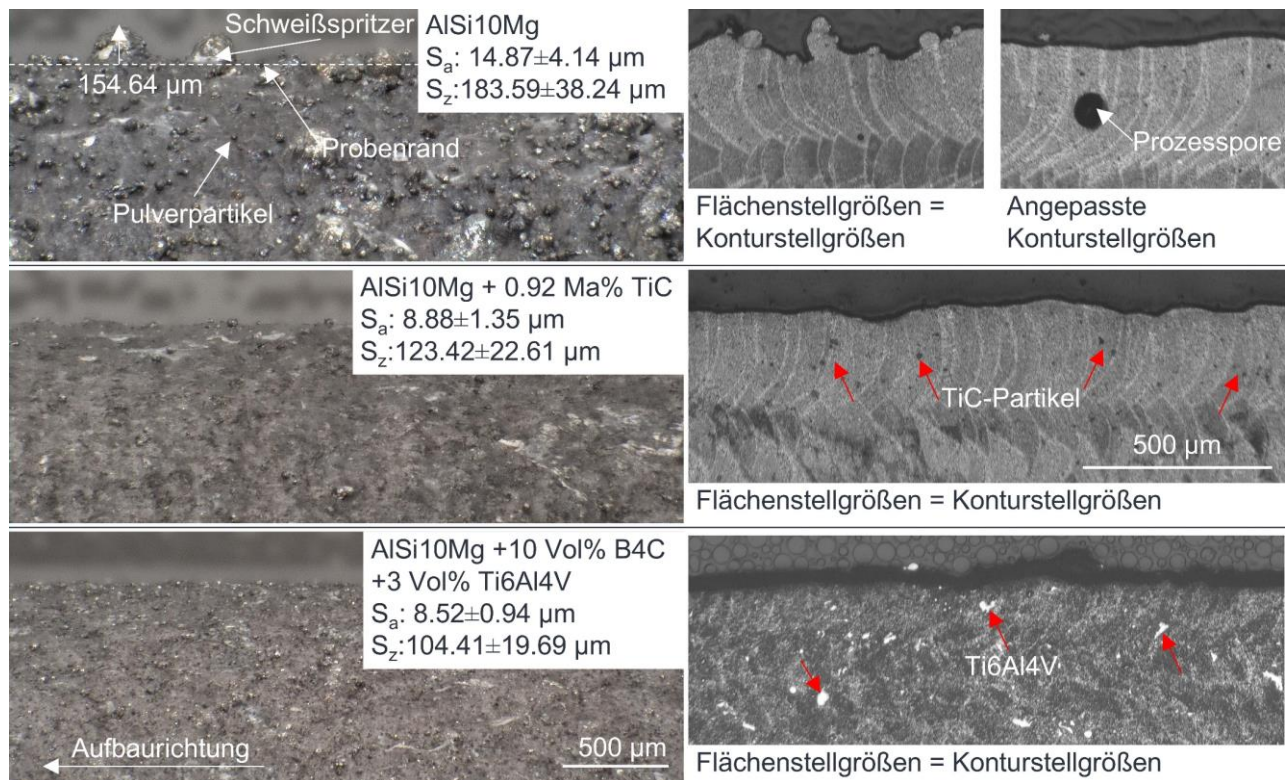


Abbildung 8.1: Oberflächenmorphologie und -rauheit ohne Konturscananpassung, ermittelt an Zugprobenrohlingen mit $\varnothing 11$ mm, ca. 27 mm über der Bauplattform, 6 mm Abstand zwischen den Proben, Anordnung entsprechend Abbildung 4.9

Tabelle 8.1: Untersuchte Feedstocks und Prozessstellgrößen zur Spritzerbildungsanalyse

Feedstock	Laserleistung	Scangeschwindigkeit	Bahnabstand
AlSi10Mg	350 W	1150 mm/s	0.17 mm
AlSi10Mg +0.92 Ma% TiC	350 W	1150 mm/s	0.17 mm
AlSi10Mg +10 Vol% B4C +3 Vol% Ti6Al4V	325 W	1350 mm/s	0.14 mm

8.1 Schmelzspritzerdynamik von AlSi10Mg

Durch die Schmelzbad-Dynamik, Kapitel 2.1.2, werden Spritzer aus dem Schmelzbad entgegen der Scanvektorrichtung beschleunigt. Aufgrund ihrer hohen Masse und Beschleunigung können diese teilweise nicht vom Gasstrom in die Filter abtransportiert werden. Wie u. a. von Guo et al. [145] beobachtet, entsteht durch das Verdampfen der Schmelze ein Sog, der weitere noch nicht aufgeschmolzene Pulverpartikel nach oben in den Gasstrom zieht. Diese Partikel verschweißen mit noch schmelzflüssigen Spritzern und bilden Satelliten. Dies wird auch von Wang et al. [59] beobachtet. An diesen Spritzern bzw. deren Satelliten haften durch reine Kohäsionskräfte weitere Partikel an, Abbildung 8.2.

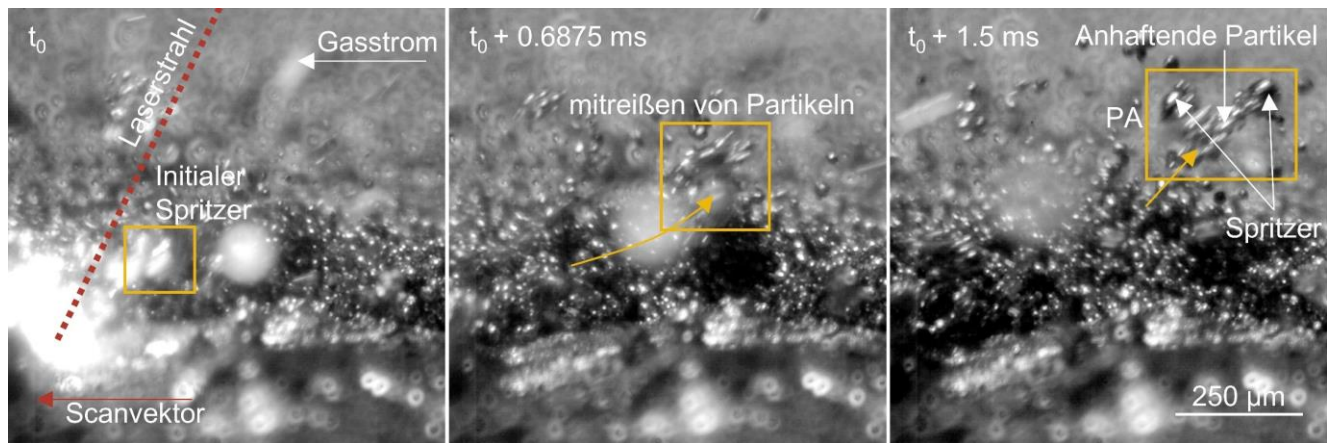


Abbildung 8.2: Entstehung von PAs bei der Verarbeitung von AlSi10Mg bestehend aus Spritzern angeschmolzenen Satelliten und kohäsiv anhaftenden Partikeln

Diese Spritzer-Partikel-Verbunde werden im Folgenden als prozessbedingte Agglomerate (PA) bezeichnet. Größere PA fallen auf das Pulverbett zurück und können nicht vom Gasstrom abtransportiert werden. Diese großen auf der Pulverschicht abgelagerten PA können den Abtransport weiterer kleinerer PA durch den Gasstrom behindern, so dass sich größere Ansammlungen von PAs auf dem Pulverbett bilden, Abbildung 8.3.

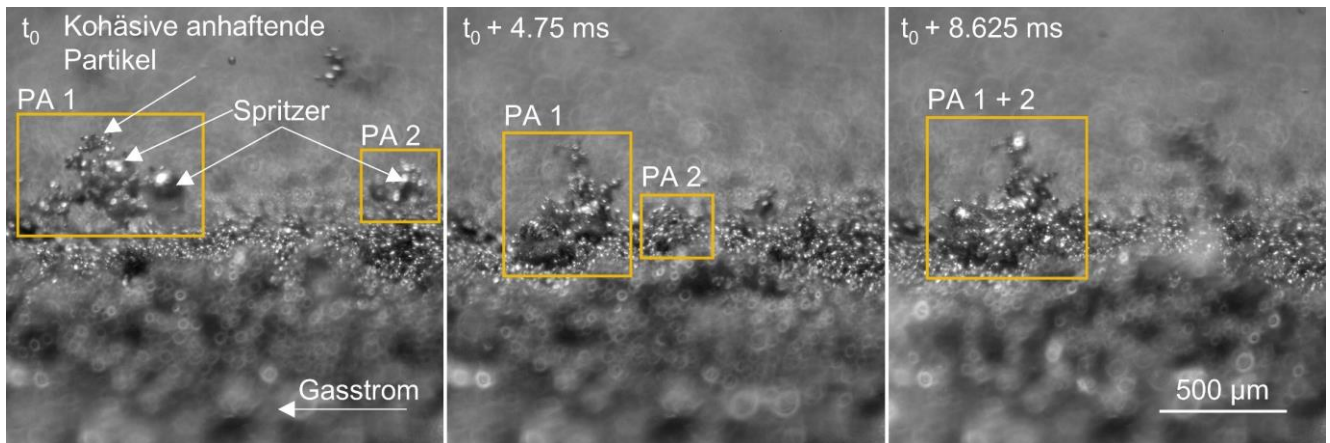


Abbildung 8.3: Große PAs fallen auf das Pulverbett und behindern den Abtransport kleinerer PAs durch den Gasstrom

Die Größe dieser PA-Ansammlungen nimmt während des Prozesses durch weitere umherfliegende PAs und Pulverpartikel zu. Trifft der Laserstrahl auf eine solche Ansammlung, wird diese aufgeschmolzen und die Schweißbahnerzeugung unterbrochen. Aufgrund der höheren Schichtstärke durch die Ansammlungen bildet sich keine Schweißbahn, sondern die Schmelze zieht sich zu einem losen, auf dem Pulverbett liegenden Objekt zusammen und verbindet sich nicht mit der darunter liegenden Schicht (Balling), Abbildung 8.4.

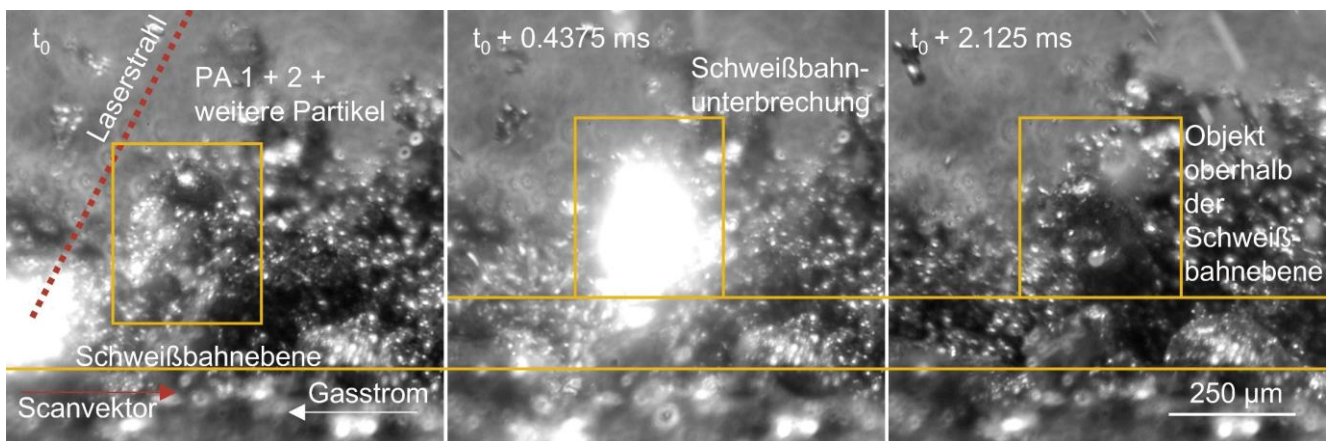


Abbildung 8.4: Unterbrechung der Schweißbahn durch die Anhäufung aus Abbildung 8.3. Die Anhäufung wird vom Laserstrahl zu einem nicht angebondenen Objekt zusammengeschmolzen

Im hier beschriebenen Fall wird das Objekt im nächsten Scanvektor erneut durch den Laserstrahl aufgeschmolzen. Die Schmelze dieses Objekts wird durch den Strahldruck in Rotation versetzt, in die Länge gezogen und mit Druck an die darunter liegende, bereits erstarrte Schicht angebunden, Abbildung 8.5.

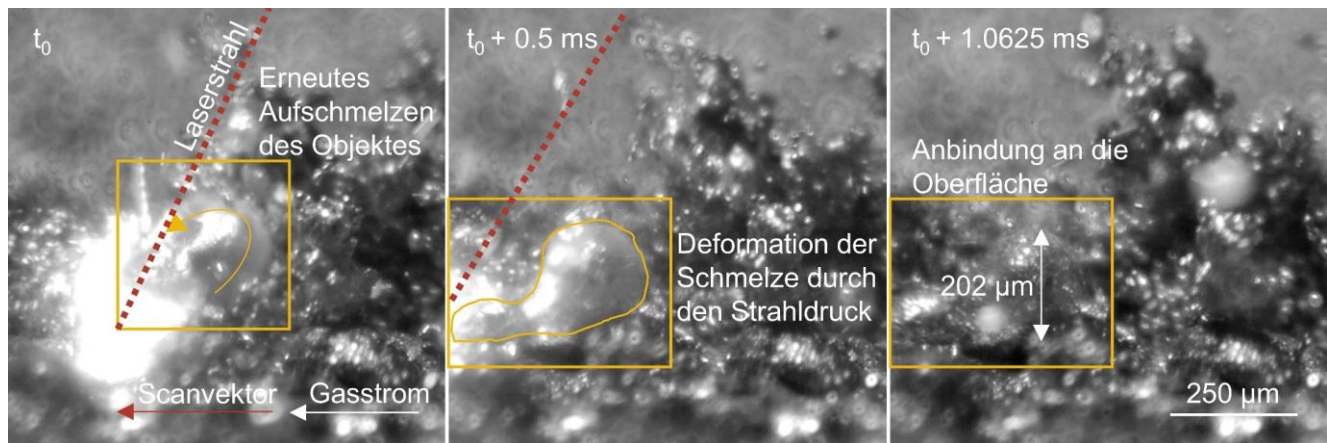


Abbildung 8.5: Dynamik des erneut vollständig aufgeschmolzenen Objektes und Anbindung an die erstarrte Schicht

Die Höhe eines solchen anhaftenden Objektes ist ähnlich der Höhe der Anhaftungen an der Probenoberfläche, Abbildung 8.1. Daraus wird abgeleitet, dass die größeren Anhaftungen an der Oberfläche entstehen, wenn sich PA-Ansammlungen entlang der Konturscanvektoren ablegen. Ähnliche Mechanismen werden in den Aufnahmen mehrfach beobachtet, so dass nicht von einem Einzelereignis ausgegangen wird.

Schmelzen der PAs im Gasstrom

Die PAs können den Laserstrahl eines Scanvektors auch im Gasstrom kreuzen und aufgeschmolzen werden. Diese Schmelze zieht sich zur Reduktion der Oberflächenspannung zu einer Kugel zusammen. Werden große PAs geschmolzen, fallen diese aufgrund ihrer hohen Masse auf das Pulverbett. Liegen diese Kugeln auf einem nachfolgenden Scanvektor, werden diese wieder aufgeschmolzen und wachsen, weil weitere Partikel in der Schmelze aufgenommen werden. Durch die Bewegung des Laserstrahls und des Strahldrucks wird die Schmelze in Rotation versetzt und die Kugel bewegt sich „hüpfend“ durch das Pulverbett, wodurch die Pulverschicht beschädigt

wird, Abbildung 8.6. Ein Anbinden solcher Kugeln an die Oberfläche kann nicht beobachtet werden. Es wird aber davon ausgegangen, dass diese, wie zuvor beschrieben, im Laufe des Prozesses angebunden wird. Weiter bilden sich unterhalb solcher Kugeln wahrscheinlich Poren in Form von nicht aufgeschmolzenen Bereichen, weil diese nicht vollständig an die darunterliegende Schicht angebunden werden kann, Kapitel 2.1.2.

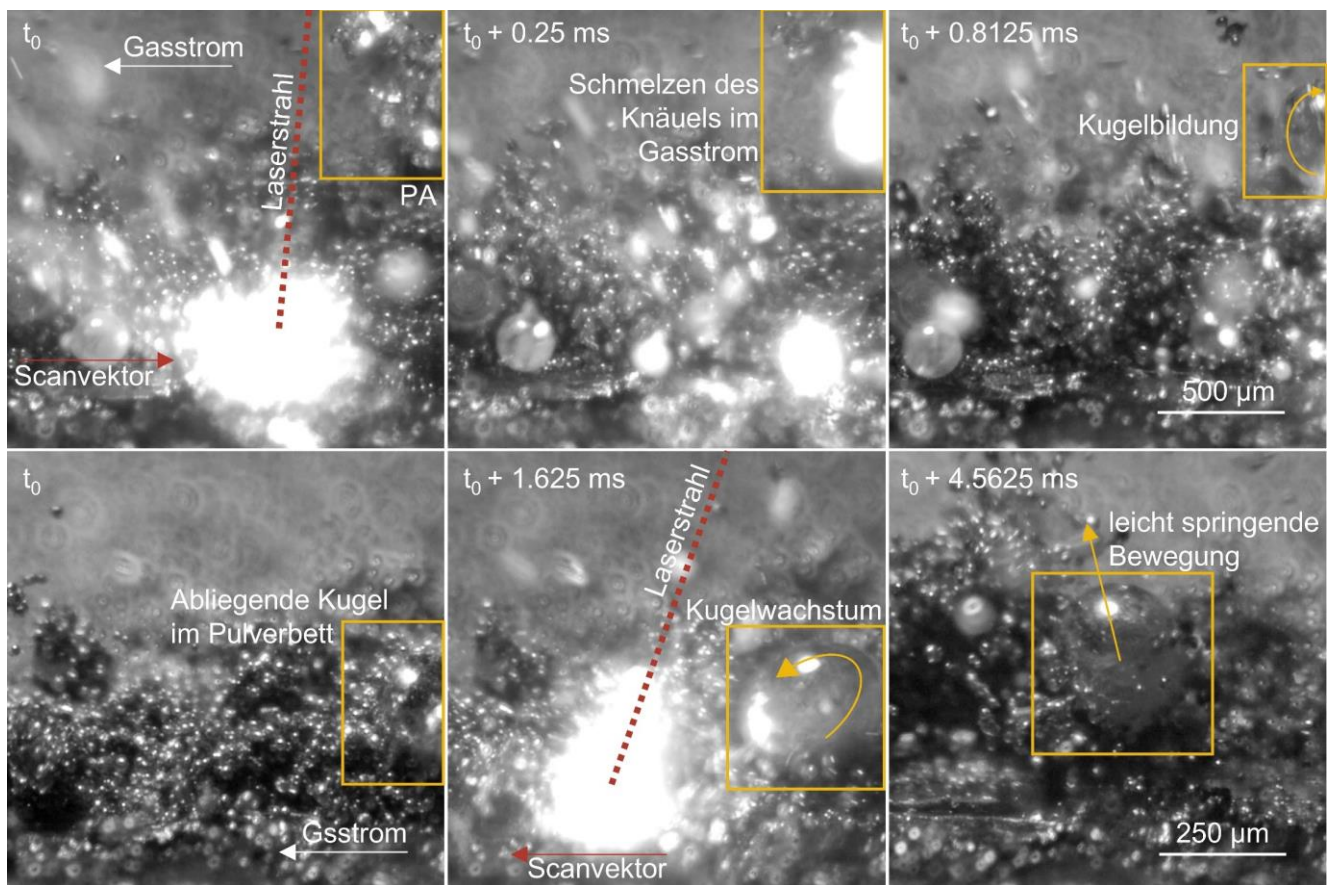


Abbildung 8.6: Aufschmelzen von PAs im Gasstrom zu einer Kugel (oben). „Hüpfende“ Bewegung der Kugel durch das Pulverbett, angestoßen durch den Laserstrahldruck (unten)

Sind die im Gasstrom geschmolzenen PAs klein und damit die Masse der geschmolzenen Kugeln gering, können diese in Richtung Oberfläche durch den Strahldruck beschleunigt werden und sich mit dieser verbinden, Abbildung 8.7.

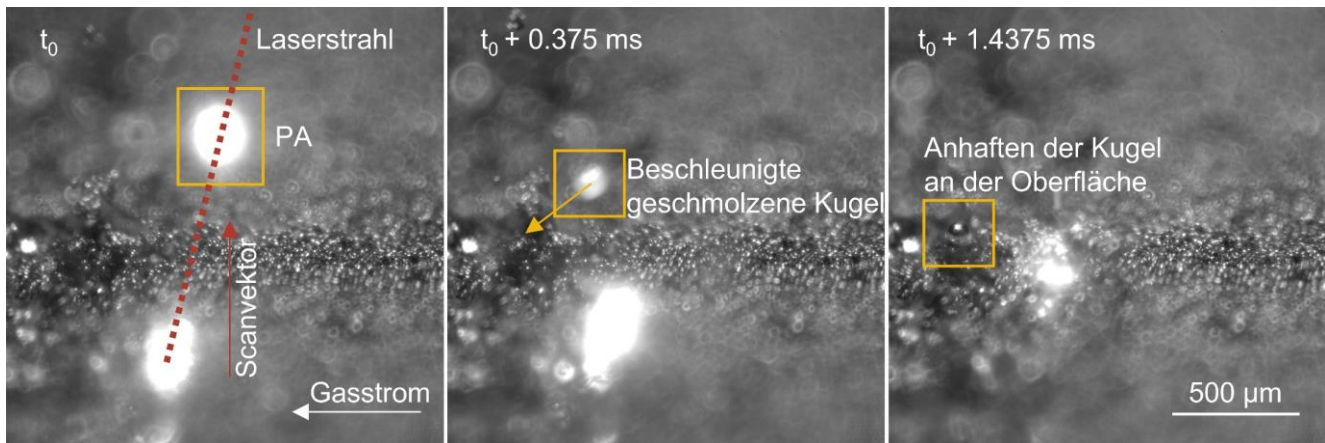


Abbildung 8.7: Beschleunigung einer geschmolzenen Kugel mit geringer Masse durch den Laserstrahldruck in Richtung Oberfläche

8.2 Reduktion von Pulverbettfehlern durch TiC-Nanopartikel

Bei der Verarbeitung von $\text{AlSi10Mg} + 0.92 \text{ Ma\% TiC}$ entstehen mehr und heißere Spritzer als bei der Verarbeitung von reinem AlSi10Mg . Die höhere Temperatur wird aus dem Vergleich der Helligkeit ähnlich großer Spritzer 0.3125 ms nach dem Ausstoßen aus dem Schmelzbad abgeleitet. Durch die TiC-Zugabe sind die Spritzer in den Aufnahmen 36 % heller als die von reinem AlSi10Mg , Abbildung 8.8. Aufgrund der höheren Schmelzbadtemperatur wird mehr Material verdampft und die Oberflächenspannung der Schmelze sinkt [146], wodurch aus der Schmelze leichter Spritzer herausgeschleudert werden können, Kapitel 2.1.2, und damit die Spritzeranzahl steigt. Durch die erhöhte Verdampfungsrate der Schmelze und die geringere Kohäsion in der Feedstockschicht werden im Vergleich zu reinem AlSi10Mg zusätzlich mehr Pulverpartikel in den Gasstrom gezogen, Abbildung 8.8.

Bei der Verarbeitung von mit TiC-Nanopartikeln beschichteten Feedstocks bilden sich wie bei reinem AlSi10Mg ebenfalls PAs im Gasstrom aus. Die Anzahl kohäsiv anhaftender Partikel ist jedoch geringer. Bevor sich die PAs auf dem Pulverbett ablegen können, werden diese durch die hohe Anzahl anderer Spritzer und von nach oben gesogenen Pulverpartikeln wieder in einzelne Spritzer mit Satelliten und Pulverpartikel zerschossen, Abbildung 8.9. Pulveranhäufungen wie bei reinem AlSi10Mg sind deshalb nicht zu beobachten.

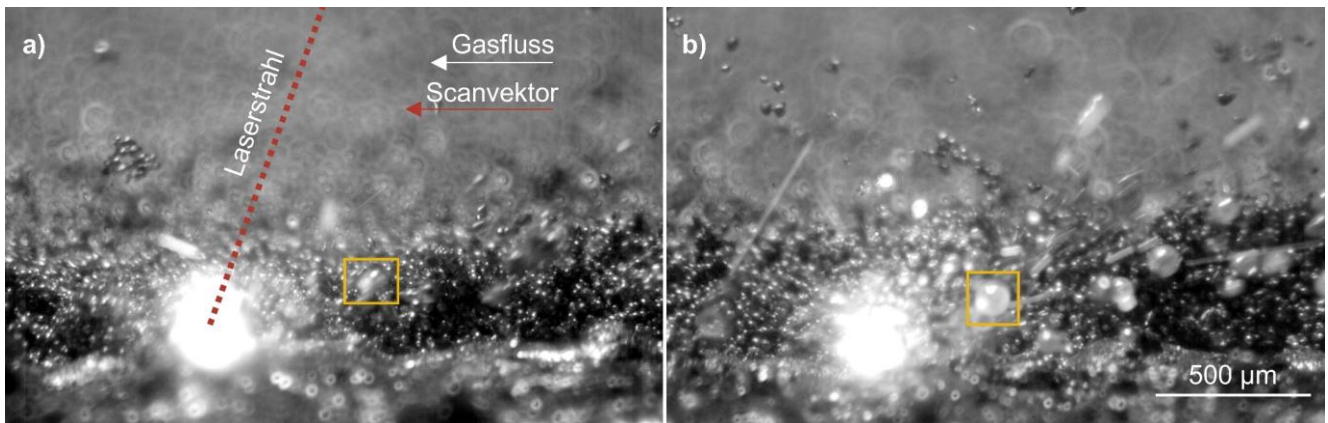


Abbildung 8.8: Vergleich der Spritzer von a) AlSi10Mg, b) AlSi10Mg + 0.92 Ma% TiC. Helligkeit analysierter Spritzer, gelb markiert

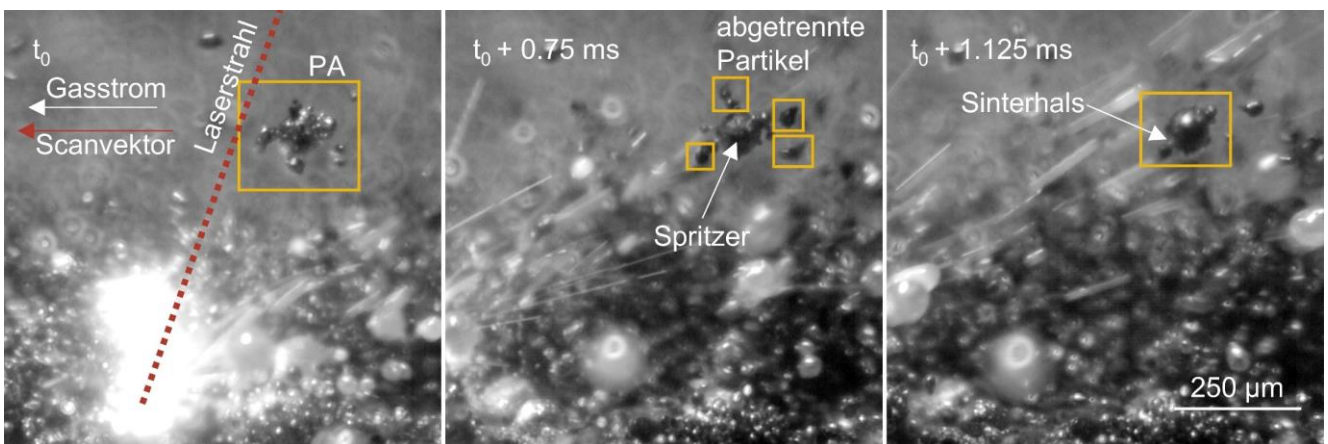


Abbildung 8.9: Große Mengen an Spritzern und beschleunigten Pulverpartikeln schießen durch das PA und lösen dieses wieder in einzelne Spritzer und Partikel auf

8.3 Veränderung der Schmelzspritzer durch B₄C-Partikel

Bei der Verarbeitung des B₄C-Feedstocks verändert sich das Spritzerbild grundlegend. Während sich bei der Verarbeitung des TiC-Feedstocks viele, heiße und große Spritzer bilden, werden beim B₄C-Feedstock nur sehr wenige große Spritzer und sehr viele stark beschleunigte feine Tropfen aus dem Schmelzbad ausgeschleudert, die in den Aufnahmen nur noch als weiße Streifen erkennbar sind, Abbildung 8.10.

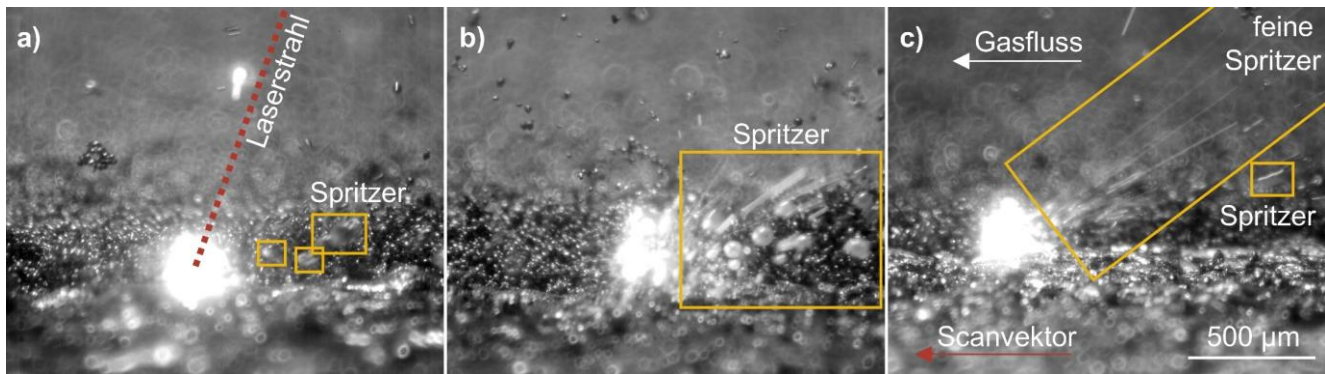


Abbildung 8.10: Unterschiedliche Spritzerbilder: a) AlSi10Mg, b) AlSi10Mg + 0.92 Ma% TiC, c) AlSi10Mg + 10 Vol% B4C + 3 Vol% Ti6Al4V

Trotz des Sogs durch die Materialverdampfung werden kaum Partikel aus der Pulverschicht in den Gasstrom gesogen, was auf die deutlich höhere Festigkeit des Feedstocks zurückzuführen ist, Abbildung 5.8. Durch das veränderte Spritzerbild entstehen deutlich weniger PAs. Beide Effekte verhindern, dass sich Ansammlungen auf der Pulverschicht bilden, Abbildung 8.11.

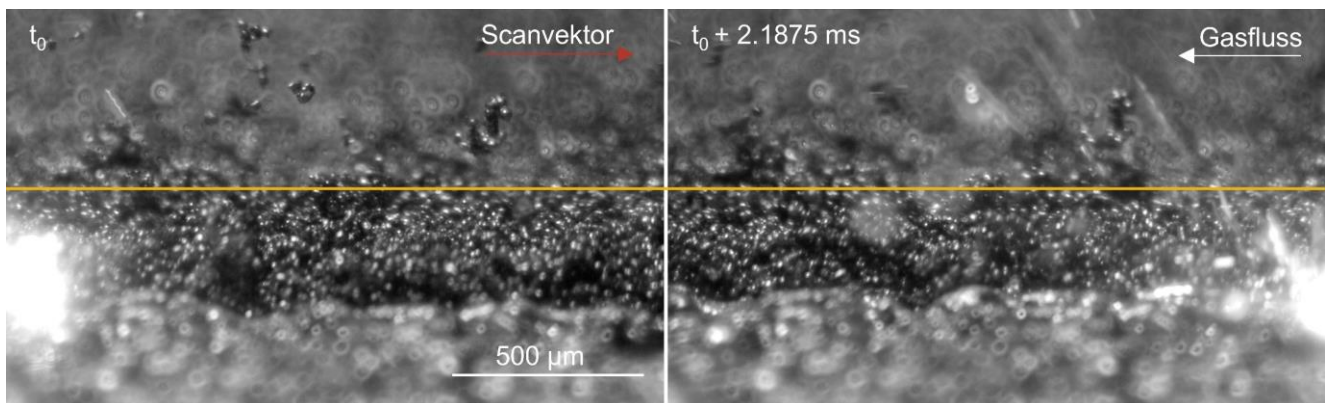


Abbildung 8.11: Geringe Beeinflussung der AlSi10Mg + 10 Vol% B4C + 3 Vol% Ti6Al4V Pulverschicht durch den Schmelzprozess

Nachweis der Unabhängigkeit der Ergebnisse von den Laserprozessstellgrößen

Für den Nachweis werden zwei weitere Untersuchungen durchgeführt. Zum einen wird reines AlSi10Mg mit den Prozessstellgrößen des B4C-Feedstocks verarbeitet und zum anderen wird der B4C-Feedstock mit den Prozessstellgrößen von reinem AlSi10Mg verarbeitet. Zu beobachten ist, dass bei der Verarbeitung von AlSi10Mg mit den

Prozessstellgrößen des B4C-Feedstocks ebenfalls große PAs entstehen, die sich auf dem Pulverbett ablegen, Abbildung 8.12 a. Bei der Verarbeitung des B4C-Feedstocks mit den AlSi10Mg Prozessstellgrößen stellt sich das veränderte Spritzerbild und das stabilisierte Pulverbett ein, Abbildung 8.12 b. Damit ist der Nachweis erbracht, dass die beobachteten Effekte von den Prozessstellgrößen unabhängig sind.

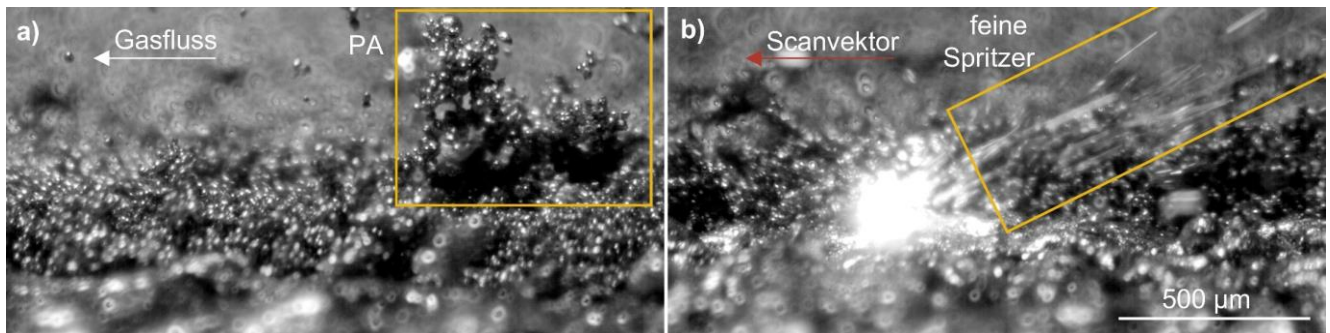


Abbildung 8.12: a) PA-Bildung bei der Verarbeitung von AlSi10Mg mit P : 325 W, v : 1350 mm/s, h : 0.14 mm, b) Bildung feiner Spritzer bei der Verarbeitung von AlSi10Mg +10 Vol% B4C +3 Vol% Ti6Al4V mit P : 350 W, v : 1150 mm/s, h : 0.17 mm

8.4 Erklärung der höheren Schmelzbadtemperaturen durch die Keramikpartikelzugaben

Die Untersuchungen von Pan et al. [147] belegen, dass die Wärmeleitfähigkeit von reinem Aluminium um 8 % reduziert ist, wenn 1 Ma% TiC-Nanopartikel zugegeben werden. Daraus wird abgeleitet, dass die erhöhte Schmelztemperatur bei der Zugabe von 0.92 Ma% TiC-Nanopartikeln, Abbildung 8.8, auf eine verringerte Wärmeleitfähigkeit zurückzuführen ist, weshalb die Prozesswärme langsamer abgeführt wird. Brillon et al. [112] stellen in ihren Untersuchungen fest, dass die Wärmeleitfähigkeit durch die Zugabe von 10 Vol% B4C zu reinem Aluminium um 22 % abnimmt. Damit ist die Wärmeleitfähigkeit des B4C-PAMCs wahrscheinlich 14 % niedriger als die des TiC-PAMCs. Dies hat zur Folge, dass die Schmelztemperatur des B4C-PAMCs im Vergleich zur TiC-PAMC-Schmelze noch einmal ansteigt. Durch diesen Temperaturanstieg verdampft deutlich mehr Schmelze und die Oberflächenspannung der Schmelze sinkt weiter. In der Folge werden vorrangig nur noch feine Tropfen aus der Schmelze herausgeschleudert, Abbildung 8.10.

8.5 Wirkweise der Keramikpartikel

Die Untersuchungen der Flächenbelichtungen belegen, dass bei der Verarbeitung von AlSi10Mg große Schmelztropfen entstehen, die an den Probenoberflächen anhaften, wodurch sich eine hohe Oberflächenrauheit einstellt. Diese Tropfen entstehen durch das Aufschmelzen von Materialansammlungen auf der Pulverschicht. Die Ansammlungen bilden sich durch PAs, die sich aus Spritzern und Partikeln zusammensetzen. Zur Verbesserung der Bauteiloberflächenqualität müssen diese Materialansammlungen vermieden werden. Dies ist effektiv durch die Zugabe von keramischen Partikeln möglich. Durch die Zugabe von 0.92 Ma% TiC bzw. 10 Vol% B4C nimmt die Wärmeleitfähigkeit der Werkstoffe ab, wodurch sich wahrscheinlich das Spritzerbild verändert. Durch die TiC-Nanopartikelbeschichtung der AlSi10Mg-Pulver werden mehr und heißere Tropfen aus dem Schmelzbad ausgestoßen und durch die erhöhte Verdampfung mehr Partikel in den Gasstrom gezogen. Diese Spritzer und Partikel zerschießen gerade entstehende PAs direkt wieder in ihre einzelnen Bestandteile, bevor sich diese auf dem Pulverbett ablegen. Bei der Verarbeitung von Feedstocks mit B4C-Makropartikeln entstehen im PBF-LB-Prozess vor allem viele feine Schmelztropfen statt größerer Spritzer. Das Pulverbett wird durch den Schmelzprozess, auf Grund der höheren Kohäsionskräfte im Feedstock, weniger beeinflusst, wodurch sich keine PAs bilden. Diese Mechanismen verhindern Materialansammlungen auf dem Pulverbett. Die Unabhängigkeit dieser Effekte von den Prozessstellgrößen ist nachgewiesen.

9 Zusammenfassung, Fazit und Ausblick

PAMCs-Werkstoffe werden bereits erfolgreich in konventionellen Fertigungsprozessen verarbeitet und weisen im Vergleich zu reinen Aluminiumlegierungen oder Keramiken verschiedene Vorteile auf. Es wird eine deutlich höhere Festigkeit gegenüber Aluminiumlegierungen und eine höhere Duktilität gegenüber Keramiken beobachtet. Diese Leichtbauwerkstoffe werden vor allem in der Luft- und Raumfahrt benötigt, um das Ziel des emissionsfreien Flugzeugbetriebs bis 2045 zu erreichen. Die Festigkeitssteigerung resultiert aus der Inkongruenz der Wärmeausdehnung zwischen Matrix und Verstärkungstoff, wodurch sich Druckeigenspannungen um die Keramikpartikel ausbilden. Mit steigendem Volumenanteil bzw. abnehmender Größe der zugegebenen Keramikpartikel nimmt die Festigkeit zu. Die rechnerisch höchste Festigkeitssteigerung wird durch die Verstärkung mit B4C erreicht. Die Verarbeitung entsprechender aus AlSi10Mg- und B4C-Pulver gemischten Feedstocks im PBF-LB-Prozess ist zum Zeitpunkt der Erstellung dieser Arbeit noch nicht untersucht und wird daher betrachtet.

Die fehlerfreie Beschichtbarkeit von Feedstocks ist die Grundvoraussetzung für den Einsatz im PBF-LB-Prozess. Durch die Zugabe feiner 6 µm B4C-Partikel ist eine fehlerfreie Beschichtung jedoch nicht mehr möglich, weil die Kohäsionskräfte im Pulver zunehmen. Deshalb wird eine neuartige Breitbandultraschallanregung der Beschichtungsgeometrie entwickelt, wodurch Feedstocks mit bis zu 20 Vol% B4C und in Kombination mit einer TiC-Nanopartikelbeschichtung bis zu 25 Vol% B4C fehlerfrei aufgerakelt werden können. Die Untersuchung der Mechanismen ergibt, dass die Ultraschallanregung Impulse auf die zu beschichtenden Feedstocks überträgt, wodurch die Partikel voneinander getrennt werden. Durch die Nanopartikelbeschichtung nimmt der Partikelabstand zu. Beide Effekte reduzieren die Kohäsionskräfte in Feedstocks, so dass diese fehlerfrei beschichtet werden können.

Zur materialeffizienten Untersuchung der gemischten Feedstocks in einer industriellen PBF-LB-Anlage wird zusätzlich eine Bauraumverkleinerung und ein im Beschichter integrierter Pulvertank entwickelt. Mit diesen Änderungen werden mindestens 75 % weniger Pulver zum Betrieb benötigt und die Stillstandszeit der Anlage bei einem Materialwechsel durch einen geringeren Reinigungsaufwand um 95 % reduziert.

Mit steigender Zugabe der B4C-Partikel nehmen die prozessbedingten Eigenspannungen im Werkstoff zu. Diese sind höher als die Festigkeit der reinen AlSi10Mg-

Matrix, weshalb keine rissfreien Bauteile im PBF-LB-Prozess aufgebaut werden können. Durch die Zugabe von 3 Vol% Ti6Al4V wird die Festigkeit der Matrix erhöht, so dass Probekörper aus einem PAMCs-Feedstock mit 10 Vol% B₄C rissfrei im PBF-LB-Prozess aufgebaut werden können.

Für eine Festigkeitssteigerung im Verbundwerkstoff muss eine stoffschlüssige Verbindung zwischen B₄C-Partikel und AlSi10Mg-Matrix entstehen. Die Reaktion beider Stoffe muss im PBF-LB-Prozess stattfinden, weil für diese eine Temperatur oberhalb der Schmelztemperatur von AlSi10Mg von mindestens 677 °C benötigt wird [117]. Die Annahme, dass diese Reaktion trotz hoher Abkühlraten durch die hohen Temperaturen im PBF-LB-Prozess stattfindet, wird nicht bestätigt. Eine Reaktionsphase zwischen B₄C und AlSi10Mg kann nicht nachgewiesen werden. Aufgrund des fehlenden Stoffschlusses wird keine Festigkeitssteigerung erreicht. Die untersuchten AlSi10Mg-B₄C-Werkstoffe sind somit noch keine Alternative zu mit Scandium verstärkten Aluminiumlegierungen.

Klassische Aluminiumwärmebehandlungen, T6 oder DA, sind zur Veränderung der Stoffeigenschaften nicht geeignet. Bei einer T6-Wärmebehandlung werden Partikelbrüche festgestellt, die durch zwei unterschiedliche Ursachen entstehen. Erstens, die Thermoschockbeständigkeit der B₄C-Partikel ist zu gering. Zweitens, durch die Ausdehnung von AlSi10Mg, das sich in Partikelanrissen beim PBF-LB-Prozess abgelagert hat, kommt es zu Spannungskonzentrationen und die Partikel versagen entlang der Anrisse. Eine DA-Wärmebehandlung ist ungeeignet, weil durch diese die Verspannungen der Matrix im Mikrobereich wahrscheinlich abgebaut werden. Die indirekte festigkeitssteigernde Wirkung der B₄C-Partikel ist beim Abkühlen anschließend geringer, da das ΔT der DA niedriger ist als im PBF-LB-Prozess, Formel 3. Durch die geringere Verspannung der Matrix und den fehlenden Stoffschluss zwischen Matrix und Verstärkungspartikeln ist die Festigkeit des B₄C-PAMCs nach der DA-Wärmebehandlung sogar niedriger als die von reinem AlSi10Mg im DA-Zustand.

Neben der Analyse der Mikro-B₄C-AMCs wird der Einfluss der TiC-Nanopartikelbeschichtungen auf die Eigenschaften von AlSi10Mg untersucht. Dafür werden nur Nanopartikelmassen bis nominell 0.92 Ma% betrachtet, bis zu denen eine Verbesserung der Fließfähigkeit gemessen werden kann. Die Nanopartikel wirken als Keimstellen in der Schmelze aufgrund ihrer abweichenden Gitterkonstante. Aus diesem Grund wird von einer Feinkornhärtung ausgegangen. Eine Festigkeitssteigerung durch Kornfeinung wird jedoch nicht beobachtet. Die Masse Nanopartikel, die real im

Feedstock vorliegt, ist zu gering, weil nicht jeder Partikel als Keimstelle wirkt. Während der Versuche wird festgestellt, dass die Nanopartikel unzureichend an den zu beschichtenden AlSi10Mg-Partikeln haften und deshalb bei der Beschichtung und Handhabung des Feedstocks verloren gehen. Damit ist die reale Masse geringer als die nominell eingewogene und nicht bekannt.

Während der Analyse der PAMC-Werkstoffe wird beobachtet, dass sich die senkrechte Probenoberflächenrauheit um 50 % gegenüber reinem AlSi10Mg reduziert, obwohl die Konturprozessstellgrößen nicht angepasst werden. Deshalb entstehen auch keine oberflächennahen Poren. Der Mechanismus dieser relevanten Verbesserung wird zusätzlich zur Forschungsfrage untersucht. Durch Aufnahmen des Schmelzprozesses mit einer Hochgeschwindigkeitskamera werden Veränderungen im Spritzerbild identifiziert. Es wird nachgewiesen, dass sich dieses durch eine geringe Wärmeleitfähigkeit der Werkstoffe verändert. Es entstehen weniger prozessbedingte Agglomerate (PA) die sich auf dem Pulverbett ablegen. Durch die Aufnahmen wird nachgewiesen, dass die Oberflächenrauheit durch PAs entsteht. Die Unabhängigkeit des Mechanismus von den Prozessstellgrößen ist nachgewiesen.

Fazit

Diese Arbeit schafft die Grundlage, PAMCs-Werkstoffe im PBF-LB-Prozess effizient erforschen zu können. Während bereits gute Ergebnisse zur Beschichtung und Verbesserung der Oberflächeneigenschaften erzielt und die Mechanismen erklärt werden können, muss die Festigkeitssteigerung weiter erforscht werden.

Ausblick

Die Untersuchungen dieser Arbeit belegen, weshalb eine Festigkeitssteigerung derzeit noch nicht erreicht und welche Ansätze in weiterführenden Arbeiten im Themengebiet durchgeführt werden müssen:

Entwicklung eines HIP-Prozesses: Prozesstemperaturen, die eine Grenzflächenreaktion auslösen, so dass sich eine stoffschlüssige Verbindung zwischen B4C und AlSi10Mg bildet, sind im PBF-LB-Prozess nicht von ausreichender Dauer. Aus diesem Grund muss ein HIP-Prozess für diese Werkstoffe entwickelt werden. Forscher konnten bereits nachweisen, dass bei höheren Drücken und Temperaturen auch unterhalb des

Schmelzpunktes einer Aluminiummatrix von $\sim 570\text{ }^{\circ}\text{C}$ eine stoffschlüssige Grenzphase mit B₄C entsteht [112,139].

Reduktion der thermischen Eigenspannungen im PBF-LB-Prozess: Die rissfreie Verarbeitung von PAMC-Feedstocks mit höheren Volumengehalten als 10 Vol% B₄C könnte durch eine Reduktion des Temperaturgradienten im PBF-LB-Prozess möglich werden. Dieser geringere Temperaturgradient kann durch eine bereits entwickelte [126] und optimierte [148], aber noch im Aufbau befindliche Hochtemperaturheizung bis $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ realisiert werden.

Verwendung einer mit TiC-Nanopartikeln verdüsten AlSi10Mg-Matrix: TiC Nanopartikel können direkt während der Verdüsung in AlSi10Mg eingebracht werden. Ergebnisse anderer Forscher belegen, dass diese PAMCs eine höhere Festigkeit aufweisen als reines AlSi10Mg [105,113,149]. Der Einsatz einer entsprechenden Matrix könnte eine Alternative zur Zugabe der +3 Vol% Ti6Al4V sein. Die Verfügbarkeit entsprechender Feedstocks muss allerdings berücksichtigt werden, da sich diese derzeit noch in der Entwicklung befinden und nicht verkauft werden.

Weiterentwicklung der TiC-Nanopartikelbeschichtung: Es wird ein Beschichtungsprozess benötigt, der die Nanopartikel besser an die Oberfläche der AlSi10Mg-Partikel anbindet als die mischende Beschichtung, sodass die genaue Masse Nanopartikel im Feedstock bekannt und homogen verteilt ist. Dadurch könnten die Fließeigenschaften des Feedstocks verbessert und im gleichen Zug eine Kornfeinung im PAMC ausgelöst werden, die eine Festigkeitssteigerung bewirkt.

10 Literaturverzeichnis

- [1] Das Europäische Parlament, Richtlinie (EU) 2023/ zur Änderung der Richtlinie 2003/87/EG in Bezug auf den Beitrag des Luftverkehrs zum gesamtwirtschaftlichen Emissionsreduktionsziel der Union und die angemessene Umsetzung eines globalen marktbasierten Mechanismus (2023).
- [2] Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz, Förderung von Forschungs- und Entwicklungsvorhaben im Rahmen des siebten nationalen zivilen Luftfahrtforschungsprogramms Klima: Erster Programmaufruf (LuFo Klima VII-1), 2024.
- [3] M.P. Bendsøe, O. Sigmund, Topology Optimization, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2004.
- [4] L. Pasda, Einfluss von Materialeigenschaften auf die bionische Form von MTB-Rahmen-Muffen hergestellt in der additiven Fertigung. Masterarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2024.
- [5] R. Boyer, N. Padmapriya, Aircraft Materials, in: Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, Elsevier, 2016, p. 5887.
- [6] W. Stopyra, K. Gruber, I. Smolina, T. Kurzynowski, B. Kuźnicka, Laser powder bed fusion of AA7075 alloy: Influence of process parameters on porosity and hot cracking, Additive Manufacturing 35 (2020) 101270.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101270>.
- [7] Q. Jia, P. Rometsch, S. Cao, K. Zhang, X. Wu, Towards a high strength aluminium alloy development methodology for selective laser melting, Materials & Design 174 (2019) 107775. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107775>.
- [8] A.B. Spierings, K. Dawson, P. Dumitraschkewitz, S. Pogatscher, K. Wegener, Microstructure characterization of SLM-processed Al-Mg-Sc-Zr alloy in the heat treated and HIPed condition, Additive Manufacturing 20 (2018) 173–181.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.12.011>.
- [9] W. Yu, Z. Xiao, X. Zhang, Y. Sun, P. Xue, S. Tan, Y. Wu, H. Zheng, Processing and characterization of crack-free 7075 aluminum alloys with elemental Zr modification by laser powder bed fusion, MSAM 1 (2022) 4.
<https://doi.org/10.18063/msam.v1i1.4>.

-
- [10] Europäische Kommission, Mitteilung der Kommission an das europäische Parlament, den Rat, den europäischen Wirtschafts- und Sozialausschuss und den Ausschuss der Regionen: Widerstandsfähigkeit der EU bei kritischen Rohstoffen: Einen Pfad hin zu größerer Sicherheit und Nachhaltigkeit abstecken (2020).
- [11] European Commission, Advanced Materials for Industrial Leadership: Communication from the Commission to the European Parliament, the Council, the European Economic and social Committee and the Committee of the Regions, Straßburg, 2024.
- [12] N. Chawla, J.W. Jones, C. Andres, J.E. Allison, Effect of SiC volume fraction and particle size on the fatigue resistance of a 2080 Al/SiC p composite, *Metall Mater Trans A* 29 (1998) 2843–2854. <https://doi.org/10.1007/s11661-998-0325-5>.
- [13] A. Abdollahi, A. Alizadeh, H.R. Baharvandi, Dry sliding tribological behavior and mechanical properties of Al2024–5wt.%B4C nanocomposite produced by mechanical milling and hot extrusion, *Materials & Design* 55 (2014) 471–481. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.09.024>.
- [14] M. Munsch, M. Schmidt-Lehr, E. Wycisk, AMPOWER Report 2024: Additive Manufacturing Market Report (2024).
- [15] R. Lachmayer, R.b. Lippert, T. Fahlbusch, 3D-Druck beleuchtet, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2016.
- [16] I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, Additive Manufacturing Technologies, Springer New York, New York, NY, 2015.
- [17] A. Gebhardt, Generative Fertigungsverfahren: Additive Manufacturing und 3D Drucken für Prototyping - Tooling - Produktion, fourth., neu bearb. und erw. Aufl., Hanser; Ciando, München, 2013.
- [18] W. Meiners, K. Wissenbach, A. Gasser DE000019649865C1, 1996.
- [19] H.W. Mindt, M. Megahed, N.P. Lavery, M.A. Holmes, S.G.R. Brown, Powder Bed Layer Characteristics: The Overseen First-Order Process Input, *Metall Mater Trans A* 47 (2016) 3811–3822. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3470-2>.
- [20] M.E. Mullins, L.P. Michaels, V. Menon, B. Locke, M.B. Ranade, Effect of Geometry on Particle Adhesion, *Aerosol Science and Technology* 17 (1992) 105–118. <https://doi.org/10.1080/02786829208959564>.

-
- [21] R.K. Enneti, V.P. Onbattuvelli, O. Gulsoy, K.H. Kate, S.V. Atre, Powder-binder formulation and compound manufacture in metal injection molding (MIM), in: *Handbook of Metal Injection Molding*, Elsevier, 2019, pp. 57–88.
- [22] D.F. Heaney, Powders for metal injection molding (MIM), in: *Handbook of Metal Injection Molding*, Elsevier, 2012, pp. 50–63.
- [23] *Powders and Bulk Solids*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2007.
- [24] L. Marchetti, P. Mellin, C. Neil Hulme, Negative impact of humidity on the flowability of steel powders, *Particulate Science and Technology* 40 (2022) 722–736. <https://doi.org/10.1080/02726351.2021.1995091>.
- [25] L. Cordova, T. Bor, M. de Smit, M. Campos, T. Tinga, Measuring the spreadability of pre-treated and moisturized powders for laser powder bed fusion, *Additive Manufacturing* 32 (2020) 101082. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101082>.
- [26] G. Lewis, Aspects of the Powder in Metal Additive Manufacturing: A Review, *WJET* 10 (2022) 363–409. <https://doi.org/10.4236/wjet.2022.102022>.
- [27] S. Cacace, M. Boccadoro, Q. Semeraro, Investigation on the effect of the gas-to-metal ratio on powder properties and PBF-LB/M processability, *Prog Addit Manuf* 9 (2024) 889–904. <https://doi.org/10.1007/s40964-023-00490-z>.
- [28] B. Cappella, G. Dietler, Force-distance curves by atomic force microscopy, *Surface Science Reports* 34 (1999) 1–104. [https://doi.org/10.1016/S0167-5729\(99\)00003-5](https://doi.org/10.1016/S0167-5729(99)00003-5).
- [29] E. Gärtner, H.Y. Jung, N.J. Peter, G. Dehm, E.A. Jägle, V. Uhlenwinkel, L. Mädler, Reducing cohesion of metal powders for additive manufacturing by nanoparticle dry-coating, *Powder Technology* 379 (2021) 585–595. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2020.10.065>.
- [30] A. Lüddecke, O. Pannitz, H. Zetzener, J.T. Sehr, A. Kwade, Powder properties and flowability measurements of tailored nanocomposites for powder bed fusion applications, *Materials & Design* 202 (2021) 109536. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109536>.
- [31] M.C.H. Karg, A. Munk, B. Ahuja, M.V. Backer, J.P. Schmitt, C. Stengel, S.V. Kuryntsev, M. Schmidt, Expanding particle size distribution and morphology of aluminium-silicon powders for Laser Beam Melting by dry coating with silica nanoparticles, *Journal of Materials Processing Technology* 264 (2019) 155–171. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.08.045>.

- [32] J. Hartmüller, S. Ripperger, Calculation of Powder Particle Adhesion on Structured Surfaces, *Chemie Ingenieur Technik* 86 (2014) 1260–1268.
<https://doi.org/10.1002/cite.201300039>.
- [33] B. Dutta, *Science, Technology and Applications of Metals in Additive Manufacturing*, Elsevier, San Diego, 2019.
- [34] H. Barthel, L. Rösch, J. Weis, Fumed Silica - Production, Properties, and Applications, in: N. Auner, J. Weis (Eds.), *Organosilicon Chemistry Set*, Wiley, 2005, pp. 761–778.
- [35] F. Fulchini, U. Zafar, C. Hare, M. Ghadiri, H. Tantawy, H. Ahmadian, M. Poletto, Relationship between surface area coverage of flow-aids and flowability of cohesive particles, *Powder Technology* 322 (2017) 417–427.
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.09.013>.
- [36] E. Gärtner, V. Uhlenwinkel, Nanosized additives enhancing metal powder flowability in Additive Manufacturing applications, *AWT-Fachkonferenz, Werkstoffe – Prozesse – Wärmebehandlung* (2022) 12–20.
- [37] H.H. Hausner, M.K. Mal, *Handbook of powder metallurgy*, secondnd ed., Chemical Publ. Co, New York, N.Y., 1982.
- [38] DIN ISO 3923-2:1987-08, Metallpulver; Ermittlung der Fülldichte; Scott-Volumeter-Verfahren; Identisch mit ISO_3923/2, Ausgabe_1981, DIN Media GmbH, Berlin.
- [39] DIN EN ISO 3953:2011-05, Metallpulver_- Bestimmung der Klopfdichte (ISO_3953:2011); Deutsche Fassung EN_ISO_3953:2011, DIN Media GmbH, Berlin.
- [40] DIN ISO 4324:1983-12, Tenside; Pulver und Granulate; Bestimmung des Schüttwinkels, DIN Media GmbH, Berlin.
- [41] W.B. James, ASTM Committee B09 workshop on powder characterization, *International Journal of Powder Metallurgy* 55 (2019).
- [42] H. Hügel, T. Graf, *Laser in der Fertigung*, Vieweg+Teubner, Wiesbaden, 2009.
- [43] J. Metelkova, Y. Kinds, K. Kempen, C. de Formanoir, A. Witvrouw, B. van Hooreweder, On the influence of laser defocusing in Selective Laser Melting of 316L, *Additive Manufacturing* 23 (2018) 161–169.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.08.006>.

-
- [44] V. Lubkowitz, P. Fischmann, V. Schulze, F. Zanger, Influence of initial powder layer thickness and focus deviation on the properties of hybrid manufactured parts by Laser Powder Bed Fusion, *Procedia CIRP* 111 (2022) 87–91. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.08.136>.
- [45] K. Kempen, L. Thijs, J. van Humbeeck, J.-P. Kruth, Processing AlSi10Mg by selective laser melting: Parameter optimisation and material characterisation, *Materials Science and Technology* 31 (2015) 917–923. <https://doi.org/10.1179/1743284714Y.00000000702>.
- [46] P. Wei, Z. Wei, Z. Chen, J. Du, Y. He, J. Li, Y. Zhou, The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: single track, densification, microstructure and mechanical behavior, *Applied Surface Science* 408 (2017) 38–50. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.02.215>.
- [47] S. Patel, M. Vlasea, Melting modes in laser powder bed fusion, *Materialia* 9 (2020) 100591. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2020.100591>.
- [48] V. Gunenthiram, P. Peyre, M. Schneider, M. Dal, F. Coste, R. Fabbro, Analysis of laser–melt pool–powder bed interaction during the selective laser melting of a stainless steel, *Journal of Laser Applications* 29 (2017) 1624. <https://doi.org/10.2351/1.4983259>.
- [49] M. Bayat, A. Thanki, S. Mohanty, A. Witvrouw, S. Yang, J. Thorborg, N.S. Tiedje, J.H. Hattel, Keyhole-induced porosities in Laser-based Powder Bed Fusion (L-PBF) of Ti6Al4V: High-fidelity modelling and experimental validation, *Additive Manufacturing* 30 (2019) 100835. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100835>.
- [50] L. Chen, H. Li, S. Liu, S. Shen, T. Zhang, Y. Huang, G. Zhang, Y. Zhang, B. He, C. Yang, Simulation of surface deformation control during selective laser melting of AlSi10Mg powder using an external magnetic field, *AIP Advances* 9 (2019) 445. <https://doi.org/10.1063/1.5085735>.
- [51] *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1*, Springer-Verlag, Berlin/Heidelberg, 2006.
- [52] H. Hügel, T. Graf, *Materialbearbeitung mit Laser: Grundlagen und Verfahren*, fifth., korrigierte Auflage, Springer Vieweg, Wiesbaden, Heidelberg, 2023.

- [53] Z.A. Young, Q. Guo, N.D. Parab, C. Zhao, M. Qu, L.I. Escano, K. Fezzaa, W. Everhart, T. Sun, L. Chen, Types of spatter and their features and formation mechanisms in laser powder bed fusion additive manufacturing process, *Additive Manufacturing* 36 (2020) 101438. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101438>.
- [54] Di Wang, S. Wu, F. Fu, S. Mai, Y. Yang, Y. Liu, C. Song, Mechanisms and characteristics of spatter generation in SLM processing and its effect on the properties, *Materials & Design* 117 (2017) 121–130. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.12.060>.
- [55] S.A. Khairallah, A.T. Anderson, A. Rubenchik, W.E. King, Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones, *Acta Materialia* 108 (2016) 36–45. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.014>.
- [56] Z. Liu, Y. Yang, C. Han, H. Zhou, H. Zhou, M. Wang, L. Liu, H. Wang, Y. Bai, Di Wang, Effects of gas flow parameters on droplet spatter features and dynamics during large-scale laser powder bed fusion, *Materials & Design* 225 (2023) 111534. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.111534>.
- [57] J. Yin, D. Wang, L. Yang, H. Wei, P. Dong, L. Ke, G. Wang, H. Zhu, X. Zeng, Correlation between forming quality and spatter dynamics in laser powder bed fusion, *Additive Manufacturing* 31 (2020) 100958. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100958>.
- [58] M. Taheri Andani, R. Dehghani, M.R. Karamooz-Ravari, R. Mirzaeifar, J. Ni, A study on the effect of energy input on spatter particles creation during selective laser melting process, *Additive Manufacturing* 20 (2018) 33–43. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.12.009>.
- [59] Di Wang, G. Ye, W. Dou, M. Zhang, Y. Yang, S. Mai, Y. Liu, Influence of spatter particles contamination on densification behavior and tensile properties of CoCrW manufactured by selective laser melting, *Optics & Laser Technology* 121 (2020) 105678. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105678>.
- [60] K. Darvish, Z.W. Chen, T. Pasang, Reducing lack of fusion during selective laser melting of CoCrMo alloy: Effect of laser power on geometrical features of tracks, *Materials & Design* 112 (2016) 357–366. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.086>.

- [61] K.G. Prashanth, S. Scudino, T. Maity, J. Das, J. Eckert, Is the energy density a reliable parameter for materials synthesis by selective laser melting?, *Materials Research Letters* 5 (2017) 386–390.
<https://doi.org/10.1080/21663831.2017.1299808>.
- [62] U. Scipioni Bertoli, A.J. Wolfer, M.J. Matthews, J.-P.R. Delplanque, J.M. Schoenung, On the limitations of Volumetric Energy Density as a design parameter for Selective Laser Melting, *Materials & Design* 113 (2017) 331–340.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.10.037>.
- [63] H. Wu, Y. Ren, J. Ren, L. Liang, R. Li, Q. Fang, A. Cai, Q. Shan, Y. Tian, I. Baker, Selective laser melted AlSi10Mg alloy under melting mode transition: Microstructure evolution, nanomechanical behaviors and tensile properties, *Journal of Alloys and Compounds* 873 (2021) 159823.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159823>.
- [64] J.P. Kruth, L. Froyen, J. van Vaerenbergh, P. Mercelis, M. Rombouts, B. Lauwers, Selective laser melting of iron-based powder, *Journal of Materials Processing Technology* 149 (2004) 616–622.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2003.11.051>.
- [65] M.F. Zaeh, G. Branner, Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting, *Prod. Eng. Res. Devel.* 4 (2010) 35–45.
<https://doi.org/10.1007/s11740-009-0192-y>.
- [66] J.-P. Kruth, J. Deckers, E. Yasa, R. Wauthlé, Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 226 (2012) 980–991.
<https://doi.org/10.1177/0954405412437085>.
- [67] D. Buchbinder, W. Meiners, N. Pirch, K. Wissenbach, J. Schrage, Investigation on reducing distortion by preheating during manufacture of aluminum components using selective laser melting, *Journal of Laser Applications* 26 (2014) 616. <https://doi.org/10.2351/1.4828755>.
- [68] A. Charles, A. Elkaseer, U. Paggi, L. Thijs, V. Hagenmeyer, S. Scholz, Down-facing surfaces in laser powder bed fusion of Ti6Al4V: Effect of dross formation on dimensional accuracy and surface texture, *Additive Manufacturing* 46 (2021) 102148. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102148>.

- [69] M. Shange, I. Yadroitsava, S. Pityana, I. Yadroitsev, D. Bester, Surface morphology characterisation for parts produced by the high speed selective laser melting, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 655 (2019) 12045. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/655/1/012045>.
- [70] S. Dai, H. Liao, H. Zhu, X. Zeng, The mechanism of process parameters influencing the AlSi10Mg side surface quality fabricated via laser powder bed fusion, *RPJ* 28 (2022) 514–524. <https://doi.org/10.1108/RPJ-11-2020-0266>.
- [71] K. Schnabel, J. Baumgartner, B. Möller, M. Scurria, Fatigue assessment of additively manufactured AlSi10Mg structures using effective stress concepts based on the critical distance approach, *Weld World* 65 (2021) 2119–2133. <https://doi.org/10.1007/s40194-021-01153-9>.
- [72] T. Yang, T. Liu, W. Liao, E. MacDonald, H. Wei, X. Chen, L. Jiang, The influence of process parameters on vertical surface roughness of the AlSi10Mg parts fabricated by selective laser melting, *Journal of Materials Processing Technology* 266 (2019) 26–36. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.10.015>.
- [73] R. Esmaeilzadeh, U. Ali, A. Keshavarzkermani, Y. Mahmoodkhani, E. Marzbanrad, E. Toyserkani, On the effect of spatter particles distribution on the quality of Hastelloy X parts made by laser powder-bed fusion additive manufacturing, *Journal of Manufacturing Processes* 37 (2019) 11–20. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.11.012>.
- [74] E. Masiagutova, F. Cabanettes, A. Sova, M. Cici, G. Bidron, P. Bertrand, Side surface topography generation during laser powder bed fusion of AlSi10Mg, *Additive Manufacturing* 47 (2021) 102230. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102230>.
- [75] S. Pauly, P. Wang, U. Kühn, K. Kosiba, Experimental determination of cooling rates in selectively laser-melted eutectic Al-33Cu, *Additive Manufacturing* 22 (2018) 753–757. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.05.034>.
- [76] M.-S. Baek, R. Kreethi, T.-H. Park, Y. Sohn, K.-A. Lee, Influence of heat treatment on the high-cycle fatigue properties and fatigue damage mechanism of selective laser melted AlSi10Mg alloy, *Materials Science and Engineering: A* 819 (2021) 141486. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141486>.

- [77] A. Mertens, J. Delahaye, O. Dedry, B. Vertruyen, J.T. Tchuindjang, A.M. Habraken, Microstructure and Properties of SLM AlSi10Mg: Understanding the Influence of the Local Thermal History, *Procedia Manufacturing* 47 (2020) 1089–1095. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.04.121>.
- [78] S.I. Shakil, A. Hadadzadeh, B. Shalchi Amirkhiz, H. Pirgazi, M. Mohammadi, M. Haghshenas, Additive manufactured versus cast AlSi10Mg alloy: Microstructure and micromechanics, *Results in Materials* 10 (2021) 100178. <https://doi.org/10.1016/j.rinma.2021.100178>.
- [79] N. Tabatabaei, A. Zarei-Hanzaki, A. Moshiri, H.R. Abedi, The effect of heat treatment on the room and high temperature mechanical properties of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting, *Journal of Materials Research and Technology* 23 (2023) 6039–6053. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.02.086>.
- [80] H. Tang, C. Gao, Y. Zhang, N. Zhang, C. Lei, Y. Bi, P. Tang, J.H. Rao, Effects of direct aging treatment on microstructure, mechanical properties and residual stress of selective laser melted AlSi10Mg alloy, *Journal of Materials Science & Technology* 139 (2023) 198–209. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.08.032>.
- [81] P. van Cauwenbergh, V. Samaee, L. Thijs, J. Nejezchlebová, P. Sedlák, A. Iveković, D. Schryvers, B. van Hooreweder, K. Vanmeensel, Unravelling the multi-scale structure-property relationship of laser powder bed fusion processed and heat-treated AlSi10Mg, *Sci. Rep.* 11 (2021) 6423. <https://doi.org/10.1038/s41598-021-85047-2>.
- [82] T.-H. Park, M.-S. Baek, H. Hyer, Y. Sohn, K.-A. Lee, Effect of direct aging on the microstructure and tensile properties of AlSi10Mg alloy manufactured by selective laser melting process, *Materials Characterization* 176 (2021) 111113. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111113>.
- [83] L. Yaru, M. Tiejun, J. Tounan, Z. Bo, Y. Le, Y. Wenhong, F. Hanguang, Aging temperature effects on microstructure and mechanical properties for additively manufactured AlSi10Mg, *Materials Science and Technology* 39 (2023) 1223–1236. <https://doi.org/10.1080/02670836.2022.2164128>.
- [84] M. Neitzel, P. Mitschang, U.P. Breuer (Eds.), *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*, 2nd ed., Hanser, München, 2014.
- [85] K.K. Chawla, *Composite Materials*, Springer International Publishing, Cham, 2019.

-
- [86] T.W. Clyne, P.J. Withers, *An Introduction to Metal Matrix Composites*, Cambridge University Press, 2010.
- [87] K.K. Kar, *Composite Materials*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2017.
- [88] N. Chawla, K.K. Chawla, *Metal Matrix Composites*, Springer New York, New York, NY, 2013.
- [89] O. Matvienko, O. Daneyko, T. Kovalevskaya, A. Khrustalyov, I. Zhukov, A. Vorozhtsov, Investigation of Stresses Induced Due to the Mismatch of the Coefficients of Thermal Expansion of the Matrix and the Strengthening Particle in Aluminum-Based Composites, *Metals* 11 (2021) 279. <https://doi.org/10.3390/met11020279>.
- [90] L. Wang, K. Xu, R.R. Bowman, R.J. Arsenault, Dislocations in continuous filament reinforced W/NiAl and Al₂O₃/NiAl composites, *Metall Mater Trans A* 28 (1997) 2755–2761. <https://doi.org/10.1007/s11661-997-0032-7>.
- [91] K.K. Chawla, Thermal cycling of copper matrix-tungsten fiber composites: A metallographic study, *Metallography* 6 (1973) 155–169. [https://doi.org/10.1016/0026-0800\(73\)90007-4](https://doi.org/10.1016/0026-0800(73)90007-4).
- [92] K.K. Chawla, M. Metzger, Initial dislocation distributions in tungsten fibre-copper composites, *J Mater Sci* 7 (1972) 34–39. <https://doi.org/10.1007/BF00549547>.
- [93] S.V. Kamat, J.P. Hirth, R. Mehrabian, Mechanical properties of particulate-reinforced aluminum-matrix composites, *Acta Metallurgica* 37 (1989) 2395–2402. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(89\)90037-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(89)90037-0).
- [94] R.J. Arsenault, N. Shi, Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion, *Materials Science and Engineering* 81 (1986) 175–187. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(86\)90261-2](https://doi.org/10.1016/0025-5416(86)90261-2).
- [95] N. Hansen, The effect of grain size and strain on the tensile flow stress of aluminium at room temperature, *Acta Metallurgica* 25 (1977) 863–869. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(77\)90171-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(77)90171-7).
- [96] N. Chawla, Y.-L. Shen, Mechanical Behavior of Particle Reinforced Metal Matrix Composites, *Adv. Eng. Mater.* 3 (2001) 357–370. [https://doi.org/10.1002/1527-2648\(200106\)3:6<357:AID-ADEM357>3.0.CO;2-I](https://doi.org/10.1002/1527-2648(200106)3:6<357:AID-ADEM357>3.0.CO;2-I).
- [97] X. Deng, N. Chawla, Modeling the effect of particle clustering on the mechanical behavior of SiC particle reinforced Al matrix composites, *J Mater Sci* 41 (2006) 5731–5734. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-0100-1>.

- [98] V.A. Romanova, R.R. Balokhonov, S. Schmauder, The influence of the reinforcing particle shape and interface strength on the fracture behavior of a metal matrix composite, *Acta Materialia* 57 (2009) 97–107.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.08.046>.
- [99] M. Bignon, M. Bernacki, Particle pinning during grain growth—A new analytical model for predicting the mean limiting grain size but also grain size heterogeneity in a 2D polycrystalline context, *Acta Materialia* 277 (2024) 120174. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2024.120174>.
- [100] R.B. Figueiredo, M. Kawasaki, T.G. Langdon, Seventy years of Hall-Petch, ninety years of superplasticity and a generalized approach to the effect of grain size on flow stress, *Progress in Materials Science* 137 (2023) 101131.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101131>.
- [101] F. Bosio, P. Fino, D. Manfredi, M. Lombardi, Strengthening strategies for an Al alloy processed by in-situ alloying during laser powder bed fusion, *Materials & Design* 212 (2021) 110247. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110247>.
- [102] G. Xue, L. Ke, H. Liao, C. Chen, H. Zhu, Effect of SiC particle size on densification behavior and mechanical properties of SiCp/AlSi10Mg composites fabricated by laser powder bed fusion, *Journal of Alloys and Compounds* 845 (2020) 156260. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156260>.
- [103] D. Gu, F. Chang, D. Dai, Selective Laser Melting Additive Manufacturing of Novel Aluminum Based Composites With Multiple Reinforcing Phases, *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 137 (2015) 21009.
<https://doi.org/10.1115/1.4028925>.
- [104] X. Zhao, D. Gu, C. Ma, L. Xi, H. Zhang, Microstructure characteristics and its formation mechanism of selective laser melting SiC reinforced Al-based composites, *Vacuum* 160 (2019) 189–196.
<https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.11.022>.
- [105] T. Gao, S. Zhang, G. Liu, Q. Sun, J. Liu, Q. Sun, J. Sun, Z. Wang, X. Liu, X. Wang, A high strength AlSi10Mg alloy fabricated by laser powder bed fusion with addition of Al Ti C B master alloy powders, *Materialia* 16 (2021) 101103.
<https://doi.org/10.1016/j.mtla.2021.101103>.

- [106] Z. Fan, X. Yan, Z. Fu, B. Niu, J. Chen, Y. Hu, C. Chang, J. Yi, In situ formation of D022-Al₃Ti during selective laser melting of nano-TiC/AlSi10Mg alloy prepared by electrostatic self-assembly, *Vacuum* 188 (2021) 110179. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2021.110179>.
- [107] V.C. Nardone, K.M. Prewo, On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced aluminum composites, *Scripta Metallurgica* 20 (1986) 43–48. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(86\)90210-3](https://doi.org/10.1016/0036-9748(86)90210-3).
- [108] K. Halil, O. İsmail, D. Sibel, Ç. Ramazan, Wear and mechanical properties of Al6061/SiC/B₄C hybrid composites produced with powder metallurgy, *Journal of Materials Research and Technology* 8 (2019) 5348–5361. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.09.002>.
- [109] I. Dinaharan, Influence of ceramic particulate type on microstructure and tensile strength of aluminum matrix composites produced using friction stir processing, *Journal of Asian Ceramic Societies* 4 (2016) 209–218. <https://doi.org/10.1016/j.jascer.2016.04.002>.
- [110] H. Yang, T.D. Topping, K. Wehage, L. Jiang, E.J. Lavernia, J.M. Schoenung, Tensile behavior and strengthening mechanisms in a submicron B₄C-reinforced Al trimodal composite, *Materials Science and Engineering: A* 616 (2014) 35–43. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.07.079>.
- [111] Z. Dan, F.R. Tuler, Effect of particle size on fracture toughness in metal matrix composites, *Engineering Fracture Mechanics* 47 (1994) 303–308. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(94\)90230-5](https://doi.org/10.1016/0013-7944(94)90230-5).
- [112] A. Brillon, J. Garcia, F. Riallant, C. Garnier, A. Joulain, Y. Lu, J.-F. Silvain, Characterization of Al/B₄C composite materials fabricated by powder metallurgy process technique for nuclear applications, *Journal of Nuclear Materials* 565 (2022) 153724. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2022.153724>.
- [113] Y.K. Xiao, H. Chen, Z.Y. Bian, T.T. Sun, H. Ding, Q. Yang, Y. Wu, Q. Lian, Z. Chen, H.W. Wang, Enhancing strength and ductility of AlSi10Mg fabricated by selective laser melting by TiB₂ nanoparticles, *Journal of Materials Science & Technology* 109 (2022) 254–266. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.08.030>.

- [114] N. Limbasiya, A. Jain, H. Soni, V. Wankhede, G. Krolczyk, P. Sahlot, A comprehensive review on the effect of process parameters and post-process treatments on microstructure and mechanical properties of selective laser melting of AlSi10Mg, *Journal of Materials Research and Technology* 21 (2022) 1141–1176. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.09.092>.
- [115] R. Marquardt, Entwicklung eines homogenen Metall Matrix Composite auf Basis eines AlSi10Mg Pulvers zur Verarbeitung im pulverbettbasierten selektiven Laserstrahlschmelzen. Masterarbeit, Karlsruhe, 2020.
- [116] W. Martienssen, H. Warlimont, *Springer Handbook of Condensed Matter and Materials Data*, Springer Berlin Heidelberg, 2005.
- [117] J.C. VIALA, J. BOUIX, G. GONZALEZ, C. ESNOUF, *J Mater Sci* 32 (1997) 4559–4573. <https://doi.org/10.1023/A:1018625402103>.
- [118] Y. Zhang, F. Yan, Y. Zhao, C. Song, H. Hou, Effect of Ti on microstructure and mechanical properties of die-cast Al-Mg-Zn-Si alloy, *Mater. Res. Express* 7 (2020) 36526. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab7f5d>.
- [119] C. Wei, H. Gu, Z. Sun, D. Cheng, Y. Chueh, X. Zhang, Y. Huang, L. Li, Ultrasonic material dispensing-based selective laser melting for 3D printing of metallic components and the effect of powder compression, *Additive Manufacturing* 29 (2019) 100818. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100818>.
- [120] C. Wei, H. Gu, X. Zhang, Y. Chueh, L. Li, Hybrid ultrasonic and mini-motor vibration-induced irregularly shaped powder delivery for multiple materials additive manufacturing, *Additive Manufacturing* 33 (2020) 101138. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101138>.
- [121] B. Zhang, J. Gong, W. Yuan, J. Fu, Y. Huang, Intelligent Prediction of Sieving Efficiency in Vibrating Screens, *Shock and Vibration* 2016 (2016) 1–7. <https://doi.org/10.1155/2016/9175417>.
- [122] T. KOLLMANN, J. TOMAS, Effect of Applied Vibration on Silo Hopper Design, *Particulate Science and Technology* 20 (2002) 15–31. <https://doi.org/10.1080/02726350215332>.
- [123] P. Dunst, P. Bornmann, T. Hemsel, W. Sextro, Vibration-Assisted Handling of Dry Fine Powders, *Actuators* 7 (2018) 18. <https://doi.org/10.3390/act7020018>.
- [124] E. Teidelt, J. Starcevic, V.L. Popov, Influence of Ultrasonic Oscillation on Static and Sliding Friction, *Tribol Lett* 48 (2012) 51–62. <https://doi.org/10.1007/s11249-012-9937-4>.

- [125] V. Lubkowitz, K. Drechsel, V. Schulze, F. Zanger, Optimization of the layer quality by TiC nanoparticles in the ultrasonic excited recoating process with non-spreadable AlSi10Mg matrix B4C particle-powder composites for powder bed based additive manufacturing, *Journal of Manufacturing Processes* 126 (2024) 348–357. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.07.118>.
- [126] Y. Probst, Entwicklung einer Bauraumverkleinerung mit adaptiver homogener Pulverbettheizung für pulverbettbasierte selektive Laserschmelzanlagen. Bachelorarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2020.
- [127] K. Drechsel, V. Lubkowitz, L. Albrecht, P. Schäfer, M. Schneider, V. Schulze, F. Zanger, Development of an ultrasonically excited recoating process in laser powder bed fusion to process non-spreadable 316L powder, *Powder Technology* 432 (2024) 119153. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2023.119153>.
- [128] V. Lubkowitz, T. Scherer, V. Schulze, F. Zanger (Eds.), Influence of TiC-Nanoparticles on the material properties of AlSi10Mg manufactured by Laser Powder Bed Fusion. University of Texas at Austin, 2023.
- [129] C.E. Shannon, Communication in the Presence of Noise, *Proc. IRE* 37 (1949) 10–21. <https://doi.org/10.1109/JRPROC.1949.232969>.
- [130] M. Busch, W. Ebner, H. Lindner, Lindner Physik für das Ingenieurstudium, twentieth., vollständig überarbeitete und erweiterte Auflage, Hanser, München, 2024.
- [131] D. Schiochet Nasato, H. Briesen, T. Pöschel, Influence of vibrating recoating mechanism for the deposition of powders in additive manufacturing: Discrete element simulations of polyamide 12, *Additive Manufacturing* 48 (2021) 102248. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102248>.
- [132] X. Gao, F. Okigami, N. Avedissian, W. Zhang, An experimental and modeling study on warping in additively manufactured overhang structures, *Additive Manufacturing* 81 (2024) 104017. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104017>.
- [133] V. Lubkowitz, J. Alber, F. Zanger, PBF-LB Process-Induced Regular Cavities for Lightweight AlSi10Mg Structures, *Materials (Basel)* 14 (2021). <https://doi.org/10.3390/ma14216665>.
- [134] S.V. Gladkovsky, I.S. Kamantsev, S.V. Kuteneva, V.E. Veselova, M.A. Ryzhkov, The thermal expansion and thermophysical properties of an aluminum and Al/B4C composite, in: p. 30005.

- [135] O.H. Famodimu, M. Stanford, C.F. Oduoza, L. Zhang, Effect of process parameters on the density and porosity of laser melted AlSi10Mg/SiC metal matrix composite, *Front. Mech. Eng.* 13 (2018) 520–527.
<https://doi.org/10.1007/s11465-018-0521-y>.
- [136] V. Mandal, P. Tripathi, A. Kumar, S.S. Singh, J. Ramkumar, A study on selective laser melting (SLM) of TiC and B4C reinforced IN718 metal matrix composites (MMCs), *Journal of Alloys and Compounds* 901 (2022) 163527.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163527>.
- [137] W. Wu, C. Gao, Z. Liu, K. Wong, Z. Xiao, Laser powder bed fusion of crack-free TiN/Al7075 composites with enhanced mechanical properties, *Materials Letters* 282 (2021) 128625. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128625>.
- [138] M. Qu, Q. Guo, L.I. Escano, S.J. Clark, K. Fezzaa, L. Chen, Mitigating keyhole pore formation by nanoparticles during laser powder bed fusion additive manufacturing, *Additive Manufacturing Letters* 3 (2022) 100068.
<https://doi.org/10.1016/j.addlet.2022.100068>.
- [139] H. Guo, Z. Zhang, Y. Zhang, Y. Cui, L. Sun, D. Chen, Improving the mechanical properties of B4C/Al composites by solid-state interfacial reaction, *Journal of Alloys and Compounds* 829 (2020) 154521.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154521>.
- [140] D. LEWIS, Comparison of Critical ΔT_c Values in Thermal Shock with the R Parameter, *Journal of the American Ceramic Society* 63 (1980) 713–714.
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1980.tb09868.x>.
- [141] S. Kou, *Welding metallurgy*, Second Edition, Wiley-Interscience, Hoboken, N.J, 2003.
- [142] P. Seraj, A. Akbarzadeh, M. Mohammadi, Finite element heat transfer analysis in selective laser melting of AlSi10Mg alloy using bi-directional scan strategy: Enhanced thermal conductivity considerations, *Journal of Materials Research and Technology* 27 (2023) 6008–6020.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.11.067>.
- [143] E. Beevers, D. Neumayer, B. Bonvoisin, A. Brandão, S. Hansal, M. Doppler, T. Rohr, B. van Hooreweder, Effect of Hirtisation treatment on surface quality and mechanical properties of AlSi10Mg samples produced by laser powder bed fusion, *Materials Today Communications* 38 (2024) 108042.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.108042>.

- [144] T. Rautio, M. Jaskari, M. Hietala, A. Järvenpää, Comparioson of Polishing Methods: The Effect on The Surface Roughness and Fatigue Performance of PBF-LB manufactured 316L Stainless Steel, 7th International Scientific Conference on Applying New Technology in Green Buildings (ATiGB) (2022).
- [145] Q. Guo, C. Zhao, L.I. Escano, Z. Young, L. Xiong, K. Fezzaa, W. Everhart, B. Brown, T. Sun, L. Chen, Transient dynamics of powder spattering in laser powder bed fusion additive manufacturing process revealed by in-situ high-speed high-energy x-ray imaging, *Acta Materialia* 151 (2018) 169–180. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.03.036>.
- [146] L. Dou, Z. Yuan, J. Li, J. Li, X. Wang, Surface tension of molten Al-Si alloy at temperatures ranging from 923 to 1123 K, *Sci. Bull.* 53 (2008) 2593–2598. <https://doi.org/10.1007/s11434-008-0372-8>.
- [147] S. Pan, J. Yuan, T. Zheng, Z. She, X. Li, Interfacial thermal conductance of in situ aluminum-matrix nanocomposites, *J Mater Sci* 56 (2021) 13646–13658. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-06176-7>.
- [148] J.H. Fritze, Entwicklung einer Plattform- und Zylinderhochtemperaturheizung für die Nachrüstung in bestehende Anlagen zur pulverbettbasierten additiven Fertigung. Bachelorarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2024.
- [149] T.-C. Lin, C. Cao, M. Sokoluk, L. Jiang, X. Wang, J.M. Schoenung, E.J. Lavernia, X. Li, Aluminum with dispersed nanoparticles by laser additive manufacturing, *Nat Commun* 10 (2019) 862. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-12047-2>.

Eigene Veröffentlichungen und betreute Abschlussarbeiten

Veröffentlichungen

- [44] V. Lubkowitz, P. Fischmann, V. Schulze, F. Zanger, Influence of initial powder layer thickness and focus deviation on the properties of hybrid manufactured parts by Laser Powder Bed Fusion, *Procedia CIRP* 111 (2022) 87–91. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.08.136>.
- [125] V. Lubkowitz, K. Drechsel, V. Schulze, F. Zanger, Optimization of the layer quality by TiC nanoparticles in the ultrasonic excited recoating process with non-spreadable AlSi10Mg matrix B4C particle-powder composites for powder bed based additive manufacturing, *Journal of Manufacturing Processes* 126 (2024) 348–357. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.07.118>.
- [128] V. Lubkowitz, T. Scherer, V. Schulze, F. Zanger (Eds.), Influence of TiC-Nanoparticles on the material properties of AlSi10Mg manufactured by Laser Powder Bed Fusion. University of Texas at Austin, 2023.
- [127] K. Drechsel, V. Lubkowitz, L. Albrecht, P. Schäfer, M. Schneider, V. Schulze, F. Zanger, Development of an ultrasonically excited recoating process in laser powder bed fusion to process non-spreadable 316L powder, *Powder Technology* 432 (2024) 119153. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2023.119153>.
- [133] V. Lubkowitz, J. Alber, F. Zanger, PBF-LB Process-Induced Regular Cavities for Lightweight AlSi10Mg Structures, *Materials (Basel)* 14 (2021). <https://doi.org/10.3390/ma14216665>.
- V. Lubkowitz, N. Reothia, F. Zanger, Enhancement of Groove Turning Performance by Additively Manufactured Tool Holders with Internal Cooling Channels and Combined Cooling Strategies, *SSRN Journal* 68 (2021) 262. <https://doi.org/10.2139/ssrn.3922719>.
- S. Czink, V. Lubkowitz, S. Dietrich, V. Schulze, Process development for the hybrid additive manufacturing of metallic structures on polymer substrates, *Additive Manufacturing Letters* 6 (2023) 100132. <https://doi.org/10.1016/j.addlet.2023.100132>.

V. Lubkowitz, L. Fayner, S. Kramer, V. Schulze, F. Zanger, Comparison of in-process laser drying with furnace and vacuum drying to reduce moisture of AlSi10Mg powder processed in Laser Powder Bed Fusion, *Procedia CIRP* 124 (2024) 135–140. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2024.08.086>.

Abschlussarbeiten

- [4] L. Pasda, Einfluss von Materialeigenschaften auf die bionische Form von MTB-Rahmen-Muffen hergestellt in der additiven Fertigung. Masterarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2024.
- [126] Y. Probst, Entwicklung einer Bauraumverkleinerung mit adaptiver homogener Pulverbettheizung für pulverbettbasierte selektive Laserschmelzanlagen. Bachelorarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2020.
- [148] J.H. Fritze, Entwicklung einer Plattform- und Zylinderhochtemperaturheizung für die Nachrüstung in bestehende Anlagen zur pulverbettbasierten additiven Fertigung. Bachelorarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2024.

R. Marquardt, Entwicklung eines homogenen Metall Matrix Composite auf Basis eines AlSi10Mg Pulvers zur Verarbeitung im pulverbettbasierten selektiven Laserstrahlschmelzen. Masterarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2020.

J. Alber, Herstellung prozessbedingter regelmäßiger Kavitäten im pulverbettbasierten selektiven Laserschmelzen für AlSi10Mg-Leichtbauteile. Masterarbeit an der Fakultät für Maschinenbau der Hochschule Mannheim, Mannheim, 2021.

M. Gielnik, Pionieruntersuchungen zum Aufbau von metallischen Strukturen im pulverbettbasierten selektiven Laserschmelzen auf ein Kunststoffsubstrat. Bachelorarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2021.

J. Hartmann, Mechanismen-Untersuchung sowie Optimierung prozessbedingter regelmäßiger Kavitäten im pulverbettbasierten selektiven Laserschmelzen für AlSi10Mg-Leichtbaustrukturen. Masterarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2021.

B. Ort, Herstellung und Analyse von Metallmatrix-Verbundwerkstoffen auf Basis eines AlSi10Mg Pulvers durch pulverbettbasiertes selektives Laserschmelzen. Masterarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2021.

N. Reothia, Design optimization of an additive manufactured grooving module with an integrated cutting fluid feed to increase the tool life. Masterarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2021.

Y.D. Dokur, Bewertung der Nachhaltigkeit von additiven Fertigungsverfahren in der Automobilentwicklung am Beispiel eines E-Antriebsgehäuses. Masterarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2021.

D. Siewert, Einstellung im selektiven Laserschmelzen erzeugter Oberflächen zur optimierten Anhaftung von geschmolzenem Filament. Bachelorarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2022.

M. Dorsch, Herstellung prozessbedingter Gitterstrukturen im pulverbettbasierten Laserschmelzen aus dem Material Reineisen. Masterarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2022.

L. Fayner, Einfluss von Trocknungsverfahren auf Metallpulvereigenschaften und das pulverbettbasierte Laserschmelzen. Bachelorarbeit am Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie, Karlsruhe, 2023.

Werdegang

09/2019 – 07/2024	Karlsruher Institut für Technologie (KIT) Institut für Produktionstechnik (wbk) Projektleiter und Entwicklungsingenieur
10/2017 – 08/2019	Hochschule für angewandte Wissenschaften Coburg Entwicklung u. Management im Maschinen- u. Automobilbau Abschluss: Master of Engineering
09/2018 – 05/2019	Robert Bosch Fahrzeugelektrik Eisenach GmbH Masterthesis „Prozessoptimierung für die Duroplast-Spritzguss-Umhüllung von Leiterplatten mittels DoE“
09/2013 – 06/2017	Hochschule Stralsund Maschinenbau Abschluss: Bachelor of Engineering
10/2016 – 04/2017	Voith Composites, Garching Bachelorthesis „Bestimmung mechanischer Eigenschaften von langfaserverstärkten CFK-Laminaten und daraus abgeleiteten Gestaltungsrichtlinien“
02/2008 – 06/2013	Hibernia Schule/Kolleg, Herne www.hiberniaschule.de Abschluss: Allgemeine Hochschulreife
08/2009 – 07/2011	Abschluss: Elektroniker/Energie- und Gebäudetechnik
05/2012 – 08/2013	Institut für Eignungsprüfung (IfEP), Marl, http://www.ifep.de/ Elektroniker/Studentische Hilfskraft

Ehrenamtliches Engagement

Formula SAE (www.fsaeonline.com/www.formulastudent.de)

01/2017 –	VDE E-Race http://www.erace-v.de/ Organisation des jährlichen Vorbereitungswettbewerbs für die offiziellen Formula Student Wettbewerbe, ~12 Teams, ~300 Teilnehmende
2019 – 2022	Formula Student Germany , Hockenheim Durchführung mechanisch/technische Abnahme
10/2017 – 02/2019	CAT-Racing , Hochschule für angewandte Wissenschaften Coburg
09/2013 – 09/2017 09/2015 – 09/2016	Baltic Racing , Hochschule Stralsund Teamleitung, ~ 40 Teammitglieder

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1: Optimierungsergebnisse Steuerrohrmuffen eines Mountainbikerahmens. Zielspannung = $0.5 \times R_{p0.2}$, nach [4]	3
Abbildung 2.1: Prinzipskizze PBF-LB-Prozessaufbau und Ablauf	5
Abbildung 2.2: a) Einfluss der Partikelform auf die Fließfähigkeit nach [22], b/c) Einfluss der Partikelgröße oder Partikelabstandes auf wirkende Adhäsionskräfte zwischen einem idealen Partikel und einer Wand nach [23]	6
Abbildung 2.3: Klassische PBF-LB-Scanstrategie und Prozessstellgrößen	8
Abbildung 2.4: a) Entstehung von Spritzern während des Schmelzprozesses einer Schweißbahn nach [59], b) Entstehung von Poren durch große Spritzer nach [59]	10
Abbildung 2.5: a) Entstehung von Eigenspannungen im Laserschweißprozess nach [66], b) Einfluss der Vorheiztemperatur der Bauplattform auf resultierende Eigenspannungen gemessen als Verzug eines gedruckten Cantilevers nach [67]	12
Abbildung 2.6: a,b,c) Einfluss der Konturvolumenenergiedichte auf die Oberflächenrauheit und Topographie nach [74], d) Einfluss erhöhter Konturvolumenenergiedichte auf die Randporosität nach [71]	13
Abbildung 2.7: Gefügezustände AlSi10Mg a, b) As-Build, c) Wärmebehandelt DA: 2 h, 175 °C, d) Wärmebehandelt T6: 2 h, 520 °C + 6 h, 180 h. Nach [76,83]	14
Abbildung 2.8: Einfluss der a) Volumenanteil, b) Verstärkungspartikelgröße auf Festigkeit und Bruchdehnung [96]	16
Abbildung 2.9: Zusammenfassung experimenteller Nachweise der Festigkeitssteigerung von konventionell hergestellten PAMCs Werkstoffen [12,106–113]	18
Abbildung 3.1: Einfluss der Verstärkungspartikelgröße und des Volumenanteils auf die Festigkeitssteigerung nach, a) Formel 3 für einen Aluminium-B4C-Verbundwerkstoff, b) Formel 4 für Korndurchmesser $s = ((\pi \cdot d^2)/(4 \cdot V))^{0.5}$ bei einer homogenen Partikelverteilung mit identischem Abstand zueinander	20
Abbildung 4.1: Partikelgrößenverteilung der verwendeten Ausgangspulver, erweitert nach [125]	24
Abbildung 4.2: Morphologie der verwendeten Ausgangspulver, erweitert nach [125]	24
Abbildung 4.3: a) Wirkprinzip des Mischers, b) Fotografie des Pulvermischers	26

Abbildung 4.4: Hochgeschwindigkeitsaufnahmen der AlSi10Mg-Pulverbewegung in einer Trommel mit einem Durchmesser von 100 mm bei verschiedenen Rotationsgeschwindigkeiten	28
Abbildung 4.5: a) Schnittansicht des selbstentwickelten Probenehmers, b) Auswertung des durchschnittlichen Partikelvolumens $< 15 \mu\text{m}$ sowie die Streuung zwischen den vier entnommenen Proben nach unterschiedlichen Mischzeiten	29
Abbildung 4.6: a) Eingesetzte Bauraumverkleinerung. Vorbereitet zur Erweiterung mit einer resistiven Bauplattform- und Zylinderheizung nach [126], b) Schnittansicht des neuentwickelten Beschichterwagens [125]	34
Abbildung 4.7: a) Versuchsaufbau zur Beobachtung der Metallkammschwingung, b) Integration neuer Beschichter mit Breitbandschallanregungssystem in SLM280HL und skizzierten Kameraaufbau zur Schichtqualitätserfassung [125]	36
Abbildung 4.8: Labeling von Beschichtungsfehlern mittels Matlab-Code [125]	37
Abbildung 4.9: Versuchsaufbau zur detaillierten Schmelzbadbeobachtung in einer SLM280HL	38
Abbildung 4.10: Ofen- und Probenkerntemperatur während der verschiedenen Wärmebehandlungsschritte. a) Lösungsglühen, b) Warmauslagern/Direktauslagern	39
Abbildung 4.11: a) Exemplarisches Schliffbild zur Ermittlung der Anzahl und durchschnittlicher Durchmesser der Si-Ausscheidungen nach dem Lösungsglühen bzw. anschließendem Warmauslagern (b)	40
Abbildung 4.12: a) AlSi10Mg Härteverlauf über den Durchmesser nach dem Lösungsglühen bzw. anschließendem Warmauslagern, b) Gemittelte Härte in Abhängigkeit der Lösungsglühdauer	40
Abbildung 4.13: Untersuchte Zugprobengeometrie	42
Abbildung 5.1: Einfluss verschiedener SAC TiC-Nanopartikel auf die Hausner-Ratio von fließfähigem AlSi10Mg [128]	44
Abbildung 5.2: a) Einfluss der Beschichtungsgeschwindigkeit und des B4C-Volumenanteils auf den Beschichtungsfehler ohne Ultraschallanregung, b) mit Ultraschallanregung [125]	45
Abbildung 5.3: Übersicht der Beschichtungsversuchsergebnisse [125]	45
Abbildung 5.4: Bild der Hochgeschwindigkeitskamera, b) Kambewegung erste Mode (16k fps), c) Kambewegung zweite Mode (120k fps) [125]	46
Abbildung 5.5: Analyse der Amplitude und Frequenz der Metallkämme der a) ersten Mode, b) zweiten Mode [125]	47

Abbildung 5.6: Berechnete Energie der zweiten Mode. Bestimmung der Streuung durch Gaußsche-Fehlerfortpflanzung, erweitert nach [125] [130]	47
Abbildung 5.7: Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Beschichtungsprozesses von AlSi10Mg + 20 Vol% B4C a) ohne Ultraschallanregung, b) mit Ultraschallanregung, nach [125]	48
Abbildung 5.8: Veränderung der Feedstock Hausner-Ratio in Abhängigkeit des Volumenanteils B4C und Nanopartikelbeschichtung. Rechte Achse Kategorien der Fließeigenschaften nach Hausner, erweitert nach [125]	50
Abbildung 5.9: Probleme bei der Messung des a) statischen, b) dynamischen Schüttwinkels von AlSi10Mg + 20 Vol% B4C [125]	51
Abbildung 6.1: Einfluss des Bahnabstandes bei unterschiedlichen B4C Volumenanteilen. Prozessstellgrößen dargestellte Proben: P= 325 W, v= 1350 mm/s, t= 0,05 mm	54
Abbildung 6.2: a,b) Einfluss der Volumenenergiedichte auf die Dichte von AlSi10Mg + B4C-Feedstocks. c) Gefüge von Probekörpern höchster Dichte ohne und d) mit Ti6Al4V Zugabe	55
Abbildung 6.3: a) Einfluss der Laserleistung und Scangeschwindigkeit auf die Dichte von AlSi10Mg +10 Vol% B4C +3 Vol% Ti6Al4V. b) Zusammenfassung der Ergebnisse in einer Prozesskarte für eine AlSi10Mg + 3 Vol% Ti6Al4V	56
Abbildung 6.4: a) Einfluss der Prozessstellgrößen auf die Dichte von Probekörpern b) Einfluss des Vol%-Anteils Ti6Al4V auf die Dehngrenze gemessen im Zugversuch	58
Abbildung 6.5: Einfluss der Volumenenergiedichte auf die Dichte von reinem AlSi10Mg und beschichteten AlSi10Mg-Feedstocks [128]	59
Abbildung 7.1: As-Build: AlSi10Mg +10 Vol% B4C +3 Vol% Ti6Al4V a) Schliffbild b) FIB-Schnitt: Grenzfläche AlSi10Mg-B4C c) FIB-Schnitt: Grenzfläche Ti6Al4V-B4C	60
Abbildung 7.2: AlSi10Mg +10 Vol% B4C +3 Vol% Ti6Al4V. a,b,c) Gefügeanalyse, rote Pfeile: B4C-Brüche, d,e,f) Bruchflächenauswertung nach Zugversuch, rote Pfeile: B4C-Partikel	61
Abbildung 7.3: Einfluss klassischer Wärmebehandlungen auf die a) Dehngrenze, b) Bruchdehnung der untersuchten Materialzusammensetzungen	63
Abbildung 7.4: OIM von AlSi10Mg a) ohne, b-d) mit TiC-Nanopartikelbeschichtung [128]	65
Abbildung 7.5: Korngrößenverteilung in Abhängigkeit der TiC-Nanopartikelmasse [128]	66
Abbildung 7.6: Einfluss TiC-Nanopartikelmasse auf die Kennwerte von AlSi10Mg, erweitert [128]	66

Abbildung 7.7: REM-Aufnahmen einzelner Pulverpartikel ohne und mit TiC-Nanopartikelbeschichtung [128]	68
Abbildung 8.1: Oberflächenmorphologie und -rauheit ohne Konturscananpassung, ermittelt an Zugprobenrohlingen mit Ø11 mm, ca. 27 mm über der Bauplattform, 6 mm Abstand zwischen den Proben, Anordnung entsprechend Abbildung 4.9	71
Abbildung 8.2: Entstehung von PAs bei der Verarbeitung von AlSi10Mg bestehend aus Spritzern angeschmolzenen Satelliten und kohäsiv anhaftenden Partikeln	72
Abbildung 8.3: Große PAs fallen auf das Pulverbett und behindern den Abtransport kleinerer PAs durch den Gasstrom	73
Abbildung 8.4: Unterbrechung der Schweißbahn durch die Anhäufung aus Abbildung 8.3. Die Anhäufung wird vom Laserstrahl zu einem nicht angebundenen Objekt zusammengeschmolzen	73
Abbildung 8.5: Dynamik des erneut vollständig aufgeschmolzenen Objektes und Anbindung an die erstarrte Schicht	74
Abbildung 8.6: Aufschmelzen von PAs im Gasstrom zu einer Kugel (oben). „Hüpfende“ Bewegung der Kugel durch das Pulverbett, angestoßen durch den Laserstrahldruck (unten)	75
Abbildung 8.7: Beschleunigung einer geschmolzenen Kugel mit geringer Masse durch den Laserstrahldruck in Richtung Oberfläche	76
Abbildung 8.8: Vergleich der Spritzer von a) AlSi10Mg, b) AlSi10Mg +0.92 Ma% TiC. Helligkeit analysierter Spritzer, gelb markiert	77
Abbildung 8.9: Große Mengen an Spritzern und beschleunigten Pulverpartikeln schießen durch das PA und lösen dieses wieder in einzelne Spritzer und Partikel auf	77
Abbildung 8.10: Unterschiedliche Spritzerbilder: a) AlSi10Mg, b) AlSi10Mg +0.92 Ma% TiC, c) AlSi10Mg +10 Vol% B4C +3Vol% Ti6Al4V	78
Abbildung 8.11: Geringe Beeinflussung der AlSi10Mg +10 Vol% B4C +3 Vol% Ti6Al4V Pulverschicht durch den Schmelzprozess	78
Abbildung 8.12: a) PA-Bildung bei der Verarbeitung von AlSi10Mg mit P: 325 W, v: 1350 mm/s, h: 0.14 mm, b) Bildung feiner Spritzer bei der Verarbeitung von AlSi10Mg +10 Vol% B4C +3 Vol% Ti6Al4V mit P: 350 W, v: 1150 mm/s, h: 0.17 mm	79

Tabellenverzeichnis

Tabelle 3.1: Eigenschaften gängiger Aluminiumverstärkungskeramiken [116]	19
Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Pulverausgangswerkstoffe in Ma%	23
Tabelle 4.2: Schütt- und Klopfdichte der Ausgangspulver	25
Tabelle 4.3: Konfokal gemessene Oberflächenrauheit [125]	35
Tabelle 5.1: Übersicht aller Faktoren und die entsprechenden Stufen des teilfaktoriellen Versuchsplans, die in 65 verschiedenen Testpunkten untersucht werden	43
Tabelle 6.1: Untersuchte, iterativ angepasste Prozessstellgrößen und Feedstockzusammensetzungen. Standardprozessstellgrößen von AlSi10Mg für 50 µm Schichtstärke von SLM Solutions AG fett markiert	53
Tabelle 6.2: Untersuchte Volumenenergiedichten und Nanopartikelbeschichtungen bei konstantem Bahnabstand: 0.17 mm und konstanter Schichtstärke: 0.05 mm	58
Tabelle 8.1: Untersuchte Feedstocks und Prozessstellgrößen zur Spritzerbildungsanalyse	71

Forschungsberichte aus dem wbk
Institut für Produktionstechnik
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Bisher erschienene Bände:

Band 0

Dr.-Ing. Wu Hong-qi

**Adaptive Volumenstromregelung mit Hilfe von drehzahlgeregelten
Elektroantrieben**

Band 1

Dr.-Ing. Heinrich Weiß

**Fräsen mit Schneidkeramik - Verhalten des System
Werkzeugmaschine-Werkzeug-Werkstück und Prozessanalyse**

Band 2

Dr.-Ing. Hans-Jürgen Stierle

**Entwicklung und Untersuchung hydrostatischer Lager für die
Axialkolbenmaschine**

Band 3

Dr.-Ing. Herbert Hörner

Untersuchung des Geräuschverhaltens druckgeregelter Axialkolbenpumpen

Band 4

Dr.-Ing. Rolf-Dieter Brückbauer

**Digitale Drehzahlregelung unter der besonderen Berücksichtigung
von Quantisierungseffekten**

Band 5

Dr.-Ing. Gerhard Staiger

Graphisch interaktive NC-Programmierung von Drehteilen im Werkstattbereich

Band 6

Dr.-Ing. Karl Peters

**Ein Beitrag zur Berechnung und Kompensation von Positionierfehlern an
Industrierobotern**

Band 7

Dr.-Ing. Paul Stauss

Automatisierte Inbetriebnahme und Sicherung der Zuverlässigkeit und Verfügbarkeit numerisch gesteuerter Fertigungseinrichtungen

Band 8

Dr.-Ing. Günter Möckesch

Konzeption und Realisierung eines strategischen, integrierten Gesamtplanungs- und -bearbeitungssystems zur Optimierung der Drehteilorganisation für auftragsbezogene Drehereien

Band 9

Dr.-Ing. Thomas Oestreicher

Rechnergestützte Projektierung von Steuerungen

Band 10

Dr.-Ing. Thomas Selinger

Teilautomatisierte werkstattnahe NC-Programmerstellung im Umfeld einer integrierten Informationsverarbeitung

Band 11

Dr.-Ing. Thomas Buchholz

Prozessmodell Fräsen, Rechnerunterstützte Analyse, Optimierung und Überwachung

Band 12

Dr.-Ing. Bernhard Reichling

Lasergestützte Positions- und Bahnvermessung von Industrierobotern

Band 13

Dr.-Ing. Hans-Jürgen Lesser

Rechnergestützte Methoden zur Auswahl anforderungsgerechter Verbindungselemente

Band 14

Dr.-Ing. Hans-Jürgen Lauffer

Einsatz von Prozessmodellen zur rechnerunterstützten Auslegung von Räumwerkzeugen

Band 15

Dr.-Ing. Michael C. Wilhelm

Rechnergestützte Prüfplanung im Informationsverbund moderner Produktionssysteme

Band 16

Dr.-Ing. Martin Ochs

Entwurf eines Programmsystems zur wissensbasierten Planung und Konfigurierung

Band 17

Dr.-Ing. Heinz-Joachim Schneider

Erhöhung der Verfügbarkeit von hochautomatisierten Produktionseinrichtungen mit Hilfe der Fertigungsleittechnik

Band 18

Dr.-Ing. Hans-Reiner Ludwig

Beanspruchungsanalyse der Werkzeugschneiden beim Stirnplanfräsen

Band 19

Dr.-Ing. Rudolf Wieser

Methoden zur rechnergestützten Konfigurierung von Fertigungsanlagen

Band 20

Dr.-Ing. Edgar Schmitt

Werkstattsteuerung bei wechselnder Auftragsstruktur

Band 21

Dr.-Ing. Wilhelm Enderle

Verfügbarkeitssteigerung automatisierter Montagesysteme durch selbsttätige Behebung prozessbedingter Störungen

Band 22

Dr.-Ing. Dieter Buchberger

Rechnergestützte Strukturplanung von Produktionssystemen

Band 23

Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer

Rechnerunterstützte Technologieplanung für die flexibel automatisierte Fertigung von Abkantteilen

Band 24

Dr.-Ing. Lukas Loeffler

Adaptierbare und adaptive Benutzerschnittstellen

Band 25

Dr.-Ing. Thomas Friedmann

Integration von Produktentwicklung und Montageplanung durch neue rechnergestützte Verfahren

Band 26

Dr.-Ing. Robert Zurrin

Variables Formhonen durch rechnergestützte Hornprozessessteuerung

Band 27

Dr.-Ing. Karl-Heinz Bergen

Langhub-Innenrundhonen von Grauguss und Stahl mit einem elektromechanischem Vorschubsystem

Band 28

Dr.-Ing. Andreas Liebisch

Einflüsse des Festwalzens auf die Eigenspannungsverteilung und die Dauerfestigkeit einsatzgehärteter Zahnräder

Band 29

Dr.-Ing. Rolf Ziegler

Auslegung und Optimierung schneller Servopumpen

Band 30

Dr.-Ing. Rainer Bartl

Datenmodellgestützte Wissensverarbeitung zur Diagnose und Informationsunterstützung in technischen Systemen

Band 31

Dr.-Ing. Ulrich Golz

Analyse, Modellbildung und Optimierung des Betriebsverhaltens von Kugelgewindetrieben

Band 32

Dr.-Ing. Stephan Timmermann

Automatisierung der Feinbearbeitung in der Fertigung von Hohlformwerkzeugen

Band 33

Dr.-Ing. Thomas Noe

Rechnergestützter Wissenserwerb zur Erstellung von Überwachungs- und Diagnoseexpertensystemen für hydraulische Anlagen

Band 34

Dr.-Ing. Ralf Lenschow

Rechnerintegrierte Erstellung und Verifikation von Steuerungsprogrammen als Komponente einer durchgängigen Planungsmethodik

Band 35

Dr.-Ing. Matthias Kallabis

Räumen gehärteter Werkstoffe mit kristallinen Hartstoffen

Band 36

Dr.-Ing. Heiner-Michael Honeck

Rückführung von Fertigungsdaten zur Unterstützung einer fertigungsgerechten Konstruktion

Band 37

Dr.-Ing. Manfred Rohr

Automatisierte Technologieplanung am Beispiel der Komplettbearbeitung auf Dreh-/Fräszellen

Band 38

Dr.-Ing. Martin Steuer

Entwicklung von Softwarewerkzeugen zur wissensbasierten Inbetriebnahme von komplexen Serienmaschinen

Band 39

Dr.-Ing. Siegfried Beichter

Rechnergestützte technische Problemlösung bei der Angebotserstellung von flexiblen Drehzellen

Band 40

Dr.-Ing. Thomas Steitz

Methodik zur marktorientierten Entwicklung von Werkzeugmaschinen mit Integration von funktionsbasierter Strukturierung und Kostenschätzung

Band 41

Dr.-Ing. Michael Richter

Wissensbasierte Projektierung elektrohydraulischer Regelungen

Band 42

Dr.-Ing. Roman Kuhn

Technologieplanungssystem Fräsen. Wissensbasierte Auswahl von Werkzeugen, Schneidkörpern und Schnittbedingungen für das Fertigungsverfahren Fräsen

Band 43

Dr.-Ing. Hubert Klein

Rechnerunterstützte Qualitätssicherung bei der Produktion von Bauteilen mit frei geformten Oberflächen

Band 44

Dr.-Ing. Christian Hoffmann

Konzeption und Realisierung eines fertigungsintegrierten Koordinatenmessgerätes

Band 45

Dr.-Ing. Volker Frey

Planung der Leittechnik für flexible Fertigungsanlagen

Band 46

Dr.-Ing. Achim Feller

Kalkulation in der Angebotsphase mit dem selbsttätig abgeleiteten Erfahrungswissen der Arbeitsplanung

Band 47

Dr.-Ing. Markus Klaiber

Produktivitätssteigerung durch rechnerunterstütztes Einfahren von NC-Programmen

Band 48

Dr.-Ing. Roland Minges

Verbesserung der Genauigkeit beim fünffachsigen Fräsen von Freiformflächen

Band 49

Dr.-Ing. Wolfgang Bernhart

Beitrag zur Bewertung von Montagevarianten: Rechnergestützte Hilfsmittel zur kostenorientierten, parallelen Entwicklung von Produkt und Montagesystem

Band 50

Dr.-Ing. Peter Ganghoff

**Wissensbasierte Unterstützung der Planung technischer Systeme:
Konzeption eines Planungswerkzeuges und exemplarische Anwendung
im Bereich der Montagesystemplanung**

Band 51

Dr.-Ing. Frank Maier

**Rechnergestützte Prozessregelung beim flexiblen Gesenkbiegen durch
Rückführung von Qualitätsinformationen**

Band 52

Dr.-Ing. Frank Debus

**Ansatz eines rechnerunterstützten Planungsmanagements für die Planung
in verteilten Strukturen**

Band 53

Dr.-Ing. Joachim Weinbrecht

**Ein Verfahren zur zielorientierten Reaktion auf Planabweichungen in der
Werkstattregelung**

Band 54

Dr.-Ing. Gerd Herrmann

**Reduzierung des Entwicklungsaufwandes für anwendungsspezifische
Zellenrechnersoftware durch Rechnerunterstützung**

Band 55

Dr.-Ing. Robert Wassmer

**Verschleissentwicklung im tribologischen System Fräsen: Beiträge
zur Methodik der Prozessmodellierung auf der Basis tribologischer
Untersuchungen beim Fräsen**

Band 56

Dr.-Ing. Peter Uebelhoer

Inprocess-Geometriemessung beim Honen

Band 57

Dr.-Ing. Hans-Joachim Schelberg

Objektorientierte Projektierung von SPS-Software

Band 58

Dr.-Ing. Klaus Boes

Integration der Qualitätsentwicklung in featurebasierte CAD/CAM-Prozessketten

Band 59

Dr.-Ing. Martin Schreiber

Wirtschaftliche Investitionsbewertung komplexer Produktionssysteme unter Berücksichtigung von Unsicherheit

Band 60

Dr.-Ing. Ralf Steuernagel

Offenes adaptives Engineering-Werkzeug zur automatisierten Erstellung von entscheidungsunterstützenden Informationssystemen

Band 62

Dr.-Ing. Uwe Schauer

Qualitätsorientierte Feinbearbeitung mit Industrierobotern: Regelungsansatz für die Freiformflächenfertigung des Werkzeug- und Formenbaus

Band 63

Dr.-Ing. Simone Loeper

Kennzahlengestütztes Beratungssystem zur Verbesserung der Logistikleistung in der Werkstattfertigung

Band 64

Dr.-Ing. Achim Raab

Räumen mit hartstoffbeschichteten HSS-Werkzeugen

Band 65,

Dr.-Ing. Jan Erik Burghardt

Unterstützung der NC-Verfahrenskette durch ein bearbeitungselementorientiertes, lernfähiges Technologieplanungssystem

Band 66

Dr.-Ing. Christian Tritsch

Flexible Demontage technischer Gebrauchsgüter: Ansatz zur Planung und (teil-)automatisierten Durchführung industrieller Demontageprozesse

Band 67

Dr.-Ing. Oliver Eitrich

Prozessorientiertes Kostenmodell für die entwicklungsbegleitende Vorkalkulation

Band 68

Dr.-Ing. Oliver Wilke

Optimierte Antriebskonzepte für Räummaschinen - Potentiale zur Leistungssteigerung

Band 69

Dr.-Ing. Thilo Sieth

Rechnergestützte Modellierungsmethodik zerspantechnologischer Prozesse

Band 70

Dr.-Ing. Jan Linnenbuerger

Entwicklung neuer Verfahren zur automatisierten Erfassung der geometrischen Abweichungen an Linearachsen und Drehschwenkköpfen

Band 71

Dr.-Ing. Mathias Klimmek

Fraktionierung technischer Produkte mittels eines frei beweglichen Wasserstrahlwerkzeuges

Band 72

Dr.-Ing. Marko Hartel

Kennzahlenbasiertes Bewertungssystem zur Beurteilung der Demontage- und Recyclingeignung von Produkten

Band 73

Dr.-Ing. Jörg Schaupp

Wechselwirkung zwischen der Maschinen- und Hauptspindelantriebsdynamik und dem Zerspanprozess beim Fräsen

Band 74

Dr.-Ing. Bernhard Neisius

Konzeption und Realisierung eines experimentellen Telemanipulators für die Laparoskopie

Band 75

Dr.-Ing. Wolfgang Walter

Erfolgsversprechende Muster für betriebliche Ideenfindungsprozesse. Ein Beitrag zur Steigerung der Innovationsfähigkeit

Band 76

Dr.-Ing. Julian Weber

Ein Ansatz zur Bewertung von Entwicklungsergebnissen in virtuellen Szenarien

Band 77

Dr.-Ing. Dipl. Wirtsch.-Ing. Markus Posur

Unterstützung der Auftragsdurchsetzung in der Fertigung durch Kommunikation über mobile Rechner

Band 78

Dr.-Ing. Frank Fleissner

Prozessorientierte Prüfplanung auf Basis von Bearbeitungsobjekten für die Kleinserienfertigung am Beispiel der Bohr- und Fräsbearbeitung

Band 79

Dr.-Ing. Anton Haberkern

Leistungsfähigere Kugelgewindetriebe durch Beschichtung

Band 80

Dr.-Ing. Dominik Matt

Objektorientierte Prozess- und Strukturinnovation (OPUS)

Band 81

Dr.-Ing. Jürgen Andres

Robotersysteme für den Wohnungsbau: Beitrag zur Automatisierung des Mauerwerkabaus und der Elektroinstallation auf Baustellen

Band 82

Dr.-Ing. Dipl. WirtschaftsIng. Simone Riedmiller

Der Prozesskalender - Eine Methodik zur marktorientierten Entwicklung von Prozessen

Band 83

Dr.-Ing. Dietmar Tilch

Analyse der Geometrieparameter von Präzisionsgewinden auf der Basis einer Least-Squares-Estimation

Band 84

Dr.-Ing. Dipl.-Kfm. Oliver Stiefbold

Konzeption eines reaktionsschnellen Planungssystems für Logistikketten auf Basis von Software-Agenten

Band 85

Dr.-Ing. Ulrich Walter

Einfluss von Kühlschmierstoff auf den Zerspanprozess beim Fräsen: Beitrag zum Prozessverständnis auf Basis von zerspantechnischen Untersuchungen

Band 86

Dr.-Ing. Bernd Werner

Konzeption von teilautonomer Gruppenarbeit unter Berücksichtigung kultureller Einflüsse

Band 87

Dr.-Ing. Ulf Osmer

Projektieren Speicherprogrammierbarer Steuerungen mit Virtual Reality

Band 88

Dr.-Ing. Oliver Doerfel

Optimierung der Zerspantechnik beim Fertigungsverfahren Wälzstossen: Analyse des Potentials zur Trockenbearbeitung

Band 89

Dr.-Ing. Peter Baumgartner

Stufenmethode zur Schnittstellengestaltung in der internationalen Produktion

Band 90

Dr.-Ing. Dirk Vossman

Wissensmanagement in der Produktentwicklung durch Qualitätsmethodenverbund und Qualitätsmethodenintegration

Band 91

Dr.-Ing. Martin Plass

Beitrag zur Optimierung des Honprozesses durch den Aufbau einer Honprozessregelung

Band 92

Dr.-Ing. Titus Konold

Optimierung der Fünfsachsfräsbearbeitung durch eine kennzahlenunterstützte CAM-Umgebung

Band 93

Dr.-Ing. Jürgen Brath

Unterstützung der Produktionsplanung in der Halbleiterfertigung durch risikoberücksichtigende Betriebskennlinien

Band 94

Dr.-Ing. Dirk Geisinger

Ein Konzept zur marktorientierten Produktentwicklung

Band 95

Dr.-Ing. Marco Lanza

Entwurf der Systemunterstützung des verteilten Engineering mit Axiomatic Design

Band 96

Dr.-Ing. Volker Hüntrup

Untersuchungen zur Mikrostrukturierbarkeit von Stählen durch das Fertigungsverfahren Fräsen

Band 97

Dr.-Ing. Frank Reinboth

Interne Stützung zur Genauigkeitsverbesserung in der Inertialmesstechnik: Beitrag zur Senkung der Anforderungen an Inertialsensoren

Band 98

Dr.-Ing. Lutz Trender

Entwicklungintegrierte Kalkulation von Produktlebenszykluskosten auf Basis der ressourcenorientierten Prozesskostenrechnung

Band 99

Dr.-Ing. Cornelia Kafka

Konzeption und Umsetzung eines Leitfadens zum industriellen Einsatz von Data-Mining

Band 100

Dr.-Ing. Gebhard Selinger

Rechnerunterstützung der informellen Kommunikation in verteilten Unternehmensstrukturen

Band 101

Dr.-Ing. Thomas Windmüller

Verbesserung bestehender Geschäftsprozesse durch eine mitarbeiterorientierte Informationsversorgung

Band 102

Dr.-Ing. Knud Lembke

Theoretische und experimentelle Untersuchung eines bistabilen elektrohydraulischen Linearantriebs

Band 103

Dr.-Ing. Ulrich Thies

Methode zur Unterstützung der variantengerechten Konstruktion von industriell eingesetzten Kleingeräten

Band 104

Dr.-Ing. Andreas Schmäzle

Bewertungssystem für die Generalüberholung von Montageanlagen –Ein Beitrag zur wirtschaftlichen Gestaltung geschlossener Facility- Managment-Systeme im Anlagenbau

Band 105

Dr.-Ing. Thorsten Frank

Vergleichende Untersuchungen schneller elektromechanischer Vorschubachsen mit Kugelgewindetrieb

Band 106

Dr.-Ing. Achim Agostini

Reihenfolgeplanung unter Berücksichtigung von Interaktionen: Beitrag zur ganzheitlichen Strukturierung und Verarbeitung von Interaktionen von Bearbeitungsobjekten

Band 107

Dr.-Ing. Thomas Barrho

Flexible, zeitfenstergesteuerte Auftragseinplanung in segmentierten Fertigungsstrukturen

Band 108

Dr.-Ing. Michael Scharer

Quality Gate-Ansatz mit integriertem Risikomanagement

Band 109

Dr.-Ing. Ulrich Suchy

**Entwicklung und Untersuchung eines neuartigen Mischkopfes für das Wasser
Abrasivstrahlschneiden**

Band 110

Dr.-Ing. Sellal Mussa

Aktive Korrektur von Verlagerungsfehlern in Werkzeugmaschinen

Band 111

Dr.-Ing. Andreas Hühsam

Modellbildung und experimentelle Untersuchung des Wälzschälprozesses

Band 112

Dr.-Ing. Axel Plutowsky

**Charakterisierung eines optischen Messsystems und den Bedingungen des
Arbeitsraums einer Werkzeugmaschine**

Band 113

Dr.-Ing. Robert Landwehr

**Konsequent dezentralisierte Steuerung mit Industrial Ethernet und offenen
Applikationsprotokollen**

Band 114

Dr.-Ing. Christoph Dill

Turbulenzreaktionsprozesse

Band 115

Dr.-Ing. Michael Baumeister

Fabrikplanung im turbulenten Umfeld

Band 116

Dr.-Ing. Christoph Gönzheimer

**Konzept zur Verbesserung der Elektromagnetischen Verträglichkeit (EMV) in
Produktionssystemen durch intelligente Sensor/Aktor-Anbindung**

Band 117

Dr.-Ing. Lutz Demuß

**Ein Reifemodell für die Bewertung und Entwicklung von Dienstleistungs-
organisationen: Das Service Management Maturity Modell (SMMM)**

Band 118

Dr.-Ing. Jörg Söhner

Beitrag zur Simulation zerspanungstechnologischer Vorgänge mit Hilfe der Finite-Element-Methode

Band 119

Dr.-Ing. Judith Elsner

Informationsmanagement für mehrstufige Mikro-Fertigungsprozesse

Band 120

Dr.-Ing. Lijing Xie

Estimation Of Two-dimension Tool Wear Based On Finite Element Method

Band 121

Dr.-Ing. Ansgar Blessing

Geometrischer Entwurf mikromechatronischer Systeme

Band 122

Dr.-Ing. Rainer Ebner

Steigerung der Effizienz mehrachsiger Fräsprozesse durch neue Planungsmethoden mit hoher Benutzerunterstützung

Band 123

Dr.-Ing. Silja Klinkel

Multikriterielle Feinplanung in teilautonomen Produktionsbereichen – Ein Beitrag zur produkt- und prozessorientierten Planung und Steuerung

Band 124

Dr.-Ing. Wolfgang Neithardt

Methodik zur Simulation und Optimierung von Werkzeugmaschinen in der Konzept- und Entwurfsphase auf Basis der Mehrkörpersimulation

Band 125

Dr.-Ing. Andreas Mehr

Hartfeinbearbeitung von Verzahnungen mit kristallinen diamantbeschichteten Werkzeugen beim Fertigungsverfahren Wälzstoßen

Band 126

Dr.-Ing. Martin Gutmann

Entwicklung einer methodischen Vorgehensweise zur Diagnose von hydraulischen Produktionsmaschinen

Band 127

Dr.-Ing. Gisela Lanza

Simulative Anlaufunterstützung auf Basis der Qualitätsfähigkeiten von Produktionsprozessen

Band 128

Dr.-Ing. Ulf Dambacher

Kugelgewindetrieb mit hohem Druckwinkel

Band 129

Dr.-Ing. Carsten Buchholz

Systematische Konzeption und Aufbau einer automatisierten Produktionszelle für pulverspritzgegossene Mikrobauteile

Band 130

Dr.-Ing. Heiner Lang

Trocken-Räumen mit hohen Schnittgeschwindigkeiten

Band 131

Dr.-Ing. Daniel Nesges

Prognose operationeller Verfügbarkeiten von Werkzeugmaschinen unter Berücksichtigung von Serviceleistungen

Im Shaker Verlag erschienene Bände:

Band 132

Dr.-Ing. Andreas Bechle

Beitrag zur prozesssicheren Bearbeitung beim Hochleistungsfertigungsverfahren Wälzschälen

Band 133

Dr.-Ing. Markus Herm

Konfiguration globaler Wertschöpfungsnetzwerke auf Basis von Business Capabilities

Band 134

Dr.-Ing. Hanno Tritschler

Werkzeug- und Zerspanprozessoptimierung beim Hartfräsen von Mikrostrukturen in Stahl

Band 135

Dr.-Ing. Christian Munzinger

**Adaptronische Strebe zur Steifigkeitssteigerung
von Werkzeugmaschinen**

Band 136

Dr.-Ing. Andreas Stepping

**Fabrikplanung im Umfeld von Wertschöpfungsnetzwerken und
ganzheitlichen Produktionssystemen**

Band 137

Dr.-Ing. Martin Dyck

**Beitrag zur Analyse thermische bedingter Werkstückdeformationen
in Trockenbearbeitungsprozessen**

Band 138

Dr.-Ing. Siegfried Schmalzried

**Dreidimensionales optisches Messsystem für eine effizientere
geometrische Maschinenbeurteilung**

Band 139

Dr.-Ing. Marc Wawerla

Risikomanagement von Garantieleistungen

Band 140

Dr.-Ing. Ivesa Buchholz

**Strategien zur Qualitätssicherung mikromechanischer Bauteile
mittels multisensorieller Koordinatenmesstechnik**

Band 141

Dr.-Ing. Jan Kotschenreuther

**Empirische Erweiterung von Modellen der Makrozerspanung
auf den Bereich der Mikrobearbeitung**

Band 142

Dr.-Ing. Andreas Knödel

Adaptronische hydrostatische Drucktascheneinheit

Band 143

Dr.-Ing. Gregor Stengel

**Fliegendes Abtrennen räumlich gekrümmter Strangpressprofile mittels
Industrierobotern**

Band 144

Dr.-Ing. Udo Weismann

Lebenszyklusorientiertes interorganisationelles Anlagencontrolling

Band 145

Dr.-Ing. Rüdiger Pabst

Mathematische Modellierung der Wärmestromdichte zur Simulation des thermischen Bauteilverhaltens bei der Trockenbearbeitung

Band 146

Dr.-Ing. Jan Wieser

Intelligente Instandhaltung zur Verfügbarkeitssteigerung von Werkzeugmaschinen

Band 147

Dr.-Ing. Sebastian Haupt

Effiziente und kostenoptimale Herstellung von Mikrostrukturen durch eine Verfahrenskombination von Bahnerosion und Laserablation

Band 148

Dr.-Ing. Matthias Schlipf

Statistische Prozessregelung von Fertigungs- und Messprozess zur Erreichung einer variabilitätsarmen Produktion mikromechanischer Bauteile

Band 149

Dr.-Ing. Jan Philipp Schmidt-Ewig

Methodische Erarbeitung und Umsetzung eines neuartigen Maschinenkonzeptes zur produktflexiblen Bearbeitung räumlich gekrümmter Strangpressprofile

Band 150

Dr.-Ing. Thomas Ender

Prognose von Personalbedarfen im Produktionsanlauf unter Berücksichtigung dynamischer Planungsgrößen

Band 151

Dr.-Ing. Kathrin Peter

Bewertung und Optimierung der Effektivität von Lean Methoden in der Kleinserienproduktion

Band 152

Dr.-Ing. Matthias Schopp

Sensorbasierte Zustandsdiagnose und -prognose von Kugelgewindetrieben

Band 153

Dr.-Ing. Martin Kipfmüller

Aufwandsoptimierte Simulation von Werkzeugmaschinen

Band 154

Dr.-Ing. Carsten Schmidt

Development of a database to consider multi wear mechanisms within chip forming simulation

Band 155

Dr.-Ing. Stephan Niggeschmidt

Ausfallgerechte Ersatzteilbereitstellung im Maschinen- und Anlagenbau mittels lastabhängiger Lebensdauerprognose

Band 156

Dr.-Ing. Jochen Conrad Peters

Bewertung des Einflusses von Formabweichungen in der Mikro-Koordinatenmesstechnik

Band 157

Dr.-Ing. Jörg Ude

Entscheidungsunterstützung für die Konfiguration globaler Wertschöpfungsnetzwerke

Band 158

Dr.-Ing. Stefan Weiler

Strategien zur wirtschaftlichen Gestaltung der globalen Beschaffung

Band 159

Dr.-Ing. Jan Rühl

Monetäre Flexibilitäts- und Risikobewertung

Band 160

Dr.-Ing. Daniel Ruch

Positions- und Konturerfassung räumlich gekrümmter Profile auf Basis bauteilimmanenter Markierungen

Band 161

Dr.-Ing. Manuel Tröndle

Flexible Zuführung von Mikrobauteilen mit piezoelektrischen Schwingförderern

Band 162

Dr.-Ing. Benjamin Viering

Mikroverzahnungsnormal

Band 163

Dr.-Ing. Chris Becke

Prozesskrafttrichtungsangepasste Frässtrategien zur schädigungsarmen Bohrungsbearbeitung an faserverstärkten Kunststoffen

Band 164

Dr.-Ing. Patrick Werner

Dynamische Optimierung und Unsicherheitsbewertung der lastabhängigen präventiven Instandhaltung von Maschinenkomponenten

Band 165

Dr.-Ing. Martin Weis

Kompensation systematischer Fehler bei Werkzeugmaschinen durch self-sensing Aktoren

Band 166

Dr.-Ing. Markus Schneider

Kompensation von Konturabweichungen bei gerundeten Strangpressprofilen durch robotergestützte Führungswerkzeuge

Band 167

Dr.-Ing. Ester M. R. Ruprecht

Prozesskette zur Herstellung schichtbasierter Systeme mit integrierten Kavitäten

Band 168

Dr.-Ing. Alexander Broos

Simulationsgestützte Ermittlung der Komponentenbelastung für die Lebensdauerprognose an Werkzeugmaschinen

Band 169

Dr.-Ing. Frederik Zanger

Segmentspannbildung, Werkzeugverschleiß, Randschichtzustand und Bauteileigenschaften: Numerische Analysen zur Optimierung des Zerspanungsprozesses am Beispiel von Ti-6Al-4V

Band 170

Dr.-Ing. Benjamin Behmann

Servicefähigkeit

Band 171

Dr.-Ing. Annabel Gabriele Jondral

Simulationsgestützte Optimierung und Wirtschaftlichkeitsbewertung des Lean-Methodeneinsatzes

Band 172

Dr.-Ing. Christoph Ruhs

Automatisierte Prozessabfolge zur qualitätssicheren Herstellung von Kavitäten mittels Mikrobahnerosion

Band 173

Dr.-Ing. Steven Peters

Markoffsche Entscheidungsprozesse zur Kapazitäts- und Investitionsplanung von Produktionssystemen

Band 174

Dr.-Ing. Christoph Kühlewein

Untersuchung und Optimierung des Wälzschälverfahrens mit Hilfe von 3D-FEM-Simulation – 3D-FEM Kinematik- und Spanbildungssimulation

Band 175

Dr.-Ing. Adam-Mwanga Dieckmann

Auslegung und Fertigungsprozessgestaltung sintergefügter Verbindungen für μ MIM-Bauteile

Band 176

Dr.-Ing. Heiko Hennrich

Aufbau eines kombinierten belastungs- und zustandsorientierten Diagnose- und Prognosesystems für Kugelgewindetriebe

Band 177

Dr.-Ing. Stefan Herder

Piezoelektrischer Self-Sensing-Aktor zur Vorspannungsregelung in adaptronischen Kugelgewindetrieben

Band 178

Dr.-Ing. Alexander Ochs

Ultraschall-Strömungsgreifer für die Handhabung textiler Halbzeuge bei der automatisierten Fertigung von RTM-Bauteilen

Band 179

Dr.-Ing. Jürgen Michna

Numerische und experimentelle Untersuchung zerspanungsbedingter Gefügeumwandlungen und Modellierung des thermo-mechanischen Lastkollektivs beim Bohren von 42CrMo4

Band 180

Dr.-Ing. Jörg Elser

Vorrichtungsfreie räumliche Anordnung von Fügepartnern auf Basis von Bauteilmarkierungen

Band 181

Dr.-Ing. Katharina Klimscha

Einfluss des Fügespalts auf die erreichbare Verbindungsqualität beim Sinterfügen

Band 182

Dr.-Ing. Patricia Weber

Steigerung der Prozesswiederholbarkeit mittels Analyse akustischer Emissionen bei der Mikrolaserablation mit UV-Pikosekundenlasern

Band 183

Dr.-Ing. Jochen Schädel

Automatisiertes Fügen von Tragprofilen mittels Faserwickeln

Band 184

Dr.-Ing. Martin Krauß

Aufwandsoptimierte Simulation von Produktionsanlagen durch Vergrößerung der Geltungsbereiche von Teilmodellen

Band 185

Dr.-Ing. Raphael Moser

Strategische Planung globaler Produktionsnetzwerke

Bestimmung von Wandlungsbedarf und Wandlungszeitpunkt mittels multikriterieller Optimierung

Band 186

Dr.-Ing. Martin Otter

Methode zur Kompensation fertigungsbedingter Gestaltabweichungen für die Montage von Aluminium Space-Frame-Strukturen

Band 187

Dr.-Ing. Urs Leberle

Produktive und flexible Gleitförderung kleiner Bauteile auf phasenflexiblen Schwingförderern mit piezoelektrischen 2D-Antriebselementen

Band 188

Dr.-Ing. Johannes Book

Modellierung und Bewertung von Qualitätsmanagementstrategien in globalen Wertschöpfungsnetzwerken

Band 189

Dr.-Ing. Florian Ambrosy

Optimierung von Zerspanungsprozessen zur prozesssicheren Fertigung nanokristalliner Randschichten am Beispiel von 42CrMo4

Band 190

Dr.-Ing. Adrian Kölmel

Integrierte Messtechnik für Prozessketten unreifer Technologien am Beispiel der Batterieproduktion für Elektrofahrzeuge

Band 191

Dr.-Ing. Henning Wagner

Featurebasierte Technologieplanung zum Preforming von textilen Halbzeugen

Band 192

Dr.-Ing. Johannes Gebhardt

**Strukturoptimierung von in FVK eingebetteten metallischen
Lasteinleitungselementen**

Band 193

Dr.-Ing. Jörg Bauer

**Hochintegriertes hydraulisches Vorschubsystem für die Bearbeitung kleiner
Werkstücke mit hohen Fertigungsanforderungen**

Band 194

Dr.-Ing. Nicole Stricker

Robustheit verketteter Produktionssysteme

Robustheitsevaluation und Selektion des Kennzahlensystems der Robustheit

Band 195

Dr.-Ing. Anna Sauer

**Konfiguration von Montagelinien unreifer Produkttechnologien am Beispiel
der Batteriemontage für Elektrofahrzeuge**

Band 196

Dr.-Ing. Florian Sell-Le Blanc

Prozessmodell für das Linearwickeln unrunder Zahnspulen

Ein Beitrag zur orthozyklischen Spulenwickeltechnik

Band 197

Dr.-Ing. Frederic Förster

**Geregeltes Handhabungssystem zum zuverlässigen und energieeffizienten
Handling textiler Kohlenstofffaserzuschnitte**

Band 198

Dr.-Ing. Nikolay Boev

**Numerische Beschreibung von Wechselwirkungen zwischen Zerspanprozess
und Maschine am Beispiel Räumen**

Band 199

Dr.-Ing. Sebastian Greinacher

**Simulationsgestützte Mehrzieloptimierung schlanker und ressourcen-
effizienter Produktionssysteme**

Band 200

Dr.-Ing. Benjamin Häfner

Lebensdauerprognose in Abhängigkeit der Fertigungsabweichungen bei Mikroverzahnungen

Band 201

Dr.-Ing. Stefan Klotz

Dynamische Parameteranpassung bei der Bohrungsherstellung in faserverstärkten Kunststoffen unter zusätzlicher Berücksichtigung der Einspannsituation

Band 202

Dr.-Ing. Johannes Stoll

Bewertung konkurrierender Fertigungsfolgen mittels Kostensimulation und stochastischer Mehrzieloptimierung

Anwendung am Beispiel der Blechpaketfertigung für automobiler Elektromotoren

Band 203

Dr.-Ing. Simon-Frederik Koch

Fügen von Metall-Faserverbund-Hybridwellen im Schleuderverfahren

ein Beitrag zur fertigungsgerechten intrinsischen Hybridisierung

Band 204

Dr.-Ing. Julius Ficht

Numerische Untersuchung der Eigenspannungsentwicklung für sequenzielle Zerspanungsprozesse

Band 205

Dr.-Ing. Manuel Baumeister

Automatisierte Fertigung von Einzelblattstapeln in der Lithium-Ionen-Zellproduktion

Band 206

Dr.-Ing. Daniel Bertsch

Optimierung der Werkzeug- und Prozessauslegung für das Wälzschälen von Innenverzahnungen

Band 207

Dr.-Ing. Kyle James Kippenbrock

Deconvolution of Industrial Measurement and Manufacturing Processes for Improved Process Capability Assessments

Band 208

Dr.-Ing. Farboud Bejnoud

Experimentelle Prozesskettenbetrachtung für Räumbauteile am Beispiel einer einsatzgehärteten PKW-Schiebemuffe

Band 209

Dr.-Ing. Steffen Dosch

Herstellungsübergreifende Informationsübertragung zur effizienten Produktion von Werkzeugmaschinen am Beispiel von Kugelgewindetrieben

Band 210

Dr.-Ing. Emanuel Moser

Migrationsplanung globaler Produktionsnetzwerke

Bestimmung robuster Migrationspfade und risiko-effizienter Wandlungsbefähiger

Band 211

Dr.-Ing. Jan Hochdörffer

Integrierte Produktallokationsstrategie und Konfigurationssequenz in globalen Produktionsnetzwerken

Band 212

Dr.-Ing. Tobias Arndt

Bewertung und Steigerung der Prozessqualität in globalen Produktionsnetzwerken

Band 213

Dr.-Ing. Manuel Peter

Unwuchtminimale Montage von Permanentmagnetrotoren durch modellbasierte Online-Optimierung

Band 214

Dr.-Ing. Robin Kopf

Kostenorientierte Planung von Fertigungsfolgen additiver Technologien

Band 215

Dr.-Ing. Harald Meier

**Einfluss des Räumens auf den Bauteilzustand in der Prozesskette
Weichbearbeitung – Wärmebehandlung – Hartbearbeitung**

Band 216

Dr.-Ing. Daniel Brabandt

**Qualitätssicherung von textilen Kohlenstofffaser-Preforms mittels
optischer Messtechnik**

Band 217

Dr.-Ing. Alexandra Schabunow

**Einstellung von Aufnahmeparametern mittels projektionsbasierter Qualitäts-
kenngrößen in der industriellen Röntgen-Computertomographie**

Band 218

Dr.-Ing. Jens Bürgin

Robuste Auftragsplanung in Produktionsnetzwerken

Mittelfristige Planung der variantenreichen Serienproduktion unter Unsicherheit der
Kundenauftragskonfigurationen

Band 219

Dr.-Ing. Michael Gerstenmeyer

**Entwicklung und Analyse eines mechanischen Oberflächenbehandlungs-
verfahrens unter Verwendung des Zerspanungswerkzeuges**

Band 220

Dr.-Ing. Jacques Burtscher

**Erhöhung der Bearbeitungsstabilität von Werkzeugmaschinen durch
semi-passive masseneinstellbare Dämpfungssysteme**

Band 221

Dr.-Ing. Dietrich Berger

**Qualitätssicherung von textilen Kohlenstofffaser-Preforms mittels prozess-
integrierter Wirbelstromsensor-Arrays**

Band 222

Dr.-Ing. Fabian Johannes Ballier

**Systematic gripper arrangement for a handling device in lightweight
production processes**

Band 223

Dr.-Ing. Marielouise Schäferling, geb. Zaiß

Development of a Data Fusion-Based Multi-Sensor System for Hybrid Sheet Molding Compound

Band 224

Dr.-Ing. Quirin Spiller

Additive Herstellung von Metallbauteilen mit dem ARBURG Kunststoff-Freiformen

Band 225

Dr.-Ing. Andreas Spohrer

Steigerung der Ressourceneffizienz und Verfügbarkeit von Kugelgewindetrieben durch adaptive Schmierung

Band 226

Dr.-Ing. Johannes Fisel

Veränderungsfähigkeit getakteter Fließmontagesysteme

Planung der Fließbandabstimmung am Beispiel der Automobilmontage

Band 227

Dr.-Ing. Patrick Bollig

Numerische Entwicklung von Strategien zur Kompensation thermisch bedingter Verzüge beim Bohren von 42CrMo4

Band 228

Dr.-Ing. Ramona Pfeiffer, geb. Singer

Untersuchung der prozessbestimmenden Größen für die anforderungsgerechte Gestaltung von Pouchzellen-Verpackungen

Band 229

Dr.-Ing. Florian Baumann

Additive Fertigung von endlosfaserverstärkten Kunststoffen mit dem ARBURG Kunststoff-Freiform Verfahren

Band 230

Dr.-Ing. Tom Stähr

Methodik zur Planung und Konfigurationsauswahl skalierbarer Montagesysteme – Ein Beitrag zur skalierbaren Automatisierung

Band 231

Dr.-Ing. Jan Schwennen

Einbringung und Gestaltung von Lasteinleitungsstrukturen für im RTM-Verfahren hergestellte FVK-Sandwichbauteile

Band 232

Dr.-Ing. Sven Coutandin

Prozessstrategien für das automatisierte Preforming von bebinderten textilen Halbzeugen mit einem segmentierten Werkzeugsystem

Band 233

Dr.-Ing. Christoph Liebrecht

Entscheidungsunterstützung für den Industrie 4.0-Methodeneinsatz
Strukturierung, Bewertung und Ableitung von Implementierungsreihenfolgen

Band 234

Dr.-Ing. Stefan Treber

Transparenzsteigerung in Produktionsnetzwerken
Verbesserung des Störungsmanagements durch verstärkten Informationsaustausch

Band 235

Dr.-Ing. Marius Dackweiler

Modellierung des Fügewickelprozesses zur Herstellung von leichten Fachwerkstrukturen

Band 236

Dr.-Ing. Fabio Echsler Minguillon

Prädiktiv-reaktives Scheduling zur Steigerung der Robustheit in der Matrix-Produktion

Band 237

Dr.-Ing. Sebastian Haag

Entwicklung eines Verfahrensablaufes zur Herstellung von Batteriezellstapeln mit großformatigem, rechteckigem Stapelformat und kontinuierlichen Materialbahnen

Band 238

Dr.-Ing. Raphael Wagner

Strategien zur funktionsorientierten Qualitätsregelung in der Serienproduktion

Band 239

Dr.-Ing. Christopher Ehrmann

Ausfallfrüherkennung von Ritzel-Zahnstangen- Trieben mittels Acoustic Emission

Band 240

Dr.-Ing. Janna Hofmann

Prozessmodellierung des Fünf-Achs-Nadelwickelns zur Implementierung einer trajektoriebasierten Drahtzugkraftregelung

Band 241

Dr.-Ing. Andreas Kuhnle

Adaptive Order Dispatching based on Reinforcement Learning

Application in a Complex Job Shop in the Semiconductor Industry

Band 242

Dr.-Ing. Andreas Greiber

Fertigung optimierter technischer Oberflächen durch eine Verfahrenskombination aus Fliehkraft-Tauchgleitschleifen und Laserablation
Prozesseinflüsse und Prozessauslegung

Band 243

Dr.-Ing. Jan Niclas Eschner

Entwicklung einer akustischen Prozessüberwachung zur Porenbestimmung im Laserstrahlschmelzen

Band 244

Dr.-Ing. Sven Roth

Schädigungsfreie Anbindung von hybriden FVK/Metall-Bauteilen an metallische Tragstrukturen durch Widerstandspunktschweißen

Band 245

Dr.-Ing. Sina Kathrin Peukert

Robustheitssteigerung in Produktionsnetzwerken mithilfe eines integrierten Störungsmanagements

Band 246

Dr.-Ing. Alexander Jacob

Hochiterative Technologieplanung

Rekursive Optimierung produkt- und fertigungsbezogener Freiheitsgrade am Beispiel der hybrid-additiven Fertigung

Band 247

Dr.-Ing. Patrick Moll

Ressourceneffiziente Herstellung von Langfaser-Preforms im Faserblasverfahren

Band 248

Dr.-Ing. Eric Thore Segebade

Erhöhung der Verschleißbeständigkeit von Bauteilen aus Ti-6Al-4V mittels simulationsgestützter Zerspanung und mechanischer Mikrotexturierung

Band 249

Dr.-Ing. Shun Yang

Regionalized implementation strategy of smart automation within assembly systems in China

Band 250

Dr.-Ing. Constantin Carl Hofmann

Vorausschauende und reaktive Mehrzieloptimierung für die Produktionssteuerung einer Matrixproduktion

Band 251

Dr.-Ing. Paul Ruhland

Prozesskette zur Herstellung von hybriden Faser-Metall-Preforms

Modellbildung und Optimierung des Binderauftrags und der Drapierung für stabförmige Bauteile

Band 252

Dr.-Ing. Leonard Schild

Erzeugung und Verwendung von Anwendungswissen in der industriellen Computertomographie

Band 253

Dr.-Ing. Benedikt Klee

Analyse von Phaseninformationen in Videodaten zur Identifikation von Schwingungen in Werkzeugmaschinen

Band 254

Dr.-Ing. Bruno Vargas

Wälzschälen mit kleinen Achskreuzwinkeln

Prozessgrenzen und Umsetzbarkeit

Band 255

Dr.-Ing. Lucas Bretz

Function-oriented in-line quality assurance of hybrid sheet molding compound

Band 256

Dr.-Ing. Bastian Rothaupt

Dämpfung von Bauteilschwingungen durch einstellbare Werkstückdirektspannung mit Hydrodehnspanntechnik

Band 257

Dr.-Ing. Daniel Kupzik

Robotic Swing Folding of three-dimensional UD-tape-based Reinforcement Structures

Band 258

Dr.-Ing. Bastian Verhaelen

(De-)Zentralisierung von Entscheidungen in globalen Produktionsnetzwerken
Strategie- und komplexitätsorientierte Gestaltung der Entscheidungsautonomie

Band 259

Dr.-Ing. Hannes Wilhelm Weinmann

Integration des Vereinzelungs- und Stapelbildungsprozesses in ein flexibel und kontinuierlich arbeitendes Anlagenmodul für die Li-Ionen Batteriezellfertigung

Band 260

Dr.-Ing. Florian Stamer

Dynamische Lieferzeit-Preisgestaltung in variantenreicher Produktion

Ein adaptiver Ansatz mithilfe von Reinforcement Learning

Band 261

Dr.-Ing. Patrick Neuenfeldt

Modellbildung des Tauchgleitschleifens zur Abtrag- und Topografievorhersage an komplexen Geometrien

Band 262

Dr.-Ing. Boris Matuschka

Energieeffizienz in Prozessketten: Analyse und Optimierung von Energieflüssen bei der Herstellung eines PKW-Getriebebauteils aus 16MnCr5

Band 263

Dr.-Ing. Tobias Schlagenhauf

Bildbasierte Quantifizierung und Prognose des Verschleißes an Kugelgewindetriebspindeln

Ein Beitrag zur Zustandsüberwachung von Kugelgewindetrieben mittels Methoden des maschinellen Lernens

Band 264

Dr.-Ing. Benedict Stampfer

Entwicklung eines multimodalen Prozessmodells zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4

Band 265

Dr.-Ing. Carmen Maria Krahe

KI-gestützte produktionsgerechte Produktentwicklung

Automatisierte Wissensextraktion aus vorhandenen Produktgenerationen

Band 266

Dr.-Ing. Markus Netzer

Intelligente Anomalieerkennung für hochflexible Produktionsmaschinen

Prozessüberwachung in der Brownfield Produktion

Band 267

Dr.-Ing. Simon Raphael Merz

Analyse der Kinematik und Kinetik von Planetenwälzgewindetrieben

Band 268

Dr.-Ing. Rainer Maria Silbernagel

Funktionsorientierte Qualitätsregelung in Produktionsnetzwerken

Qualitätsmanagement in der Produktion hochpräziser Produkte durch netzwerkweite Datenintegration

Band 269

Dr.-Ing. Jonas Nieschlag

Gestaltung und Prozessanalyse für im Schleuderverfahren hergestellte FKV-Metall-Hohlstrukturen

Band 270

Dr.-Ing. Lukas Matthias Weiser

In-Process Porositätserkennung für den PBF-LB/M-Prozess

Band 271

Dr.-Ing. Leonard Vincent Overbeck

Digital Twins of production systems

Automated validation and update of material flow simulation models with real data

Band 272

Dr.-Ing. Felix Klenk

Transparenzsteigerung in der Rückführungslogistik zur Verbesserung der Materialbedarfsplanung für das Remanufacturing

Band 273

Dr.-Ing. Benjamin Bold

Kompensation der Wrinkle-Bildung beim Kalandrieren von Lithium-Ionen-Kathoden

Vom Prozessverständnis des Kalandrierens bis zur Prozessoptimierung mittels Anti-Wrinkle-Modul

Band 274

Dr.-Ing. Daniel Gauder

Adaptive in-line Qualitätsregelung in der Mikro-Verzahnungsfertigung

Band 275

Dr.-Ing. Fabian Sasse

Ontologie-basierte Entscheidungsunterstützung für die Auswahl von Messsystemen in unreifen Produktionsprozessen

Band 276

Dr.-Ing. Jonas Hillenbrand

Unsupervised Condition-Monitoring für Kugelgewindetriebe mittels Acoustic Emission

Band 277

Dr.-Ing. Manuela Neuenfeldt

Untersuchung des Einflusses der PBF-LB-Stellgrößen auf die zerspanende Bearbeitung additiv gefertigter Stahlbauteile

Band 278

Dr.-Ing. Marvin Carl May

Intelligent production control for time-constrained complex job shops

Band 279

Dr.-Ing. Philipp Gönnerheimer

Automatisierte Bereitstellung von Maschinensteuerungsdaten in Brownfield-Produktionssystemen

Ein Beitrag zur Digitalisierung von Bestandsanlagen am Beispiel von Werkzeugmaschinen

Band 280

Dr.-Ing. Markus Schäfer

Kollisionsvermeidung für Endeffektoren mit integriertem LiDAR-System in der MRK

Ein Beitrag zur Mensch-Roboter-Kollaboration

Band 281

Dr.-Ing. Oliver Brützel

Decision Support System for the Optimisation of Global Production Networks

Development of a Digital Twin for Product Allocation and Robust Line Configuration

Band 282

Dr.-Ing. Gregor Graf

Qualifizierung der Legierung FeNiCoMoVTiAl im LPBF-Prozess unter Verwendung einer Doppellaser-Belichtungsstrategie

Band 283

Dr.-Ing. Maximilian Torsten Halwas

Kompaktwickelprozess zur Erhöhung der Performance von Statoren elektrischer Traktionsantriebe

Band 284

Dr.-Ing. Magnus Kandler

Menschzentriertes Implementierungsvorgehen für das Digitale Shopfloor Management - Förderung der Selbstorganisation unter Berücksichtigung der Mitarbeiterakzeptanz

Band 285

Dr.-Ing. Michael Baranowski

Additive Herstellung endlosfaserverstärkter Kunststoffbauteile mit dem Laser-Sinterprozess

Maschinentechnik, Prozessentwicklung und -modellierung

Band 286

Dr.-Ing. Tobias Storz

Flexibel automatisierte Assemblierung von Li-Ionen-Pouchzellen

Agile Anlagentechnik für die Prozesskette Stapelbildung, Kontaktierung und Heißsiegeln

Band 287

Dr.-Ing. Nikolas Sven Matkovic

Additive Individualization of Continuous-Discontinuous Reinforced Thermoplastics

Band 288

Dr.-Ing. Marco Wurster

Planung und Steuerung agiler hybrider Demontagesysteme im Remanufacturing

Band 289

Dr.-Ing. Felix Johannes Wirth

Prozessgeregelte Formgebung von Hairpin-Steckspulen für elektrische Traktionsmotoren

Band 290

Dr.-Ing. Patrizia Konstanze Gartner

Konzept eines Selbstheilungsmechanismus für Polymerelektrolytmembranen

Optimierung der Lebensdauer und der Effizienz von Brennstoffzellen

Band 291

Dr.-Ing. Jens Schäfer

Funktionsintegriertes Handhabungssystem zur geometrieflexiblen, positionsgenauen Einzellagenstapelung in der Brennstoffzellenstackfertigung

Band 292

Dr.-Ing. Gwen Louis Steier

Strategischer Fit in globalen Produktionsnetzwerken

Entscheidungsunterstützung für die strategische Netzwerkkonfiguration

Band 293

Dr.-Ing. Louis Schäfer

Assistierte, modellbasierte Grobplanung von Produktionssystemen mittels Mehrzieloptimierung:

Anwendung am Beispiel hochautomatisierter Schweißlinien für die Automobilzuliefererindustrie

Band 294

Dr.-Ing. Jan-Philipp Kaiser

Autonomous View Planning using Reinforcement Learning

Modeling and Application for Visual Inspection in Remanufacturing

Band 295

Dr.-Ing. Wilken Wößner

Identifikation und Reduktion der Ursachen von Unwuchtänderungen an Permanentmagnetrotoren elektrischer Traktionsantriebe

Band 296

Dr.-Ing. Ann-Kathrin Wurba

Reduktion der Längsfaltenbildung während des Kalandrierens von Batterieelektroden

Band 297

Dr.-Ing. Simon Mangold

Automatisierte Demontage von Schraubverbindungen für das Remanufacturing

Konzeption, Aufbau und Betrieb einer Demontagezelle

Band 298

Dr.-Ing. Eduard Gerlitz

Flexibles Trennen von Zellkontaktierungen in Lithium-Ionen-Batteriemodulen

Ein Beitrag zur automatisierten und flexiblen Demontage von Traktionsbatterien

Band 299

Dr.-Ing. Edgar Mühlbeier

Mechatronisches Koppelsystem für die prozessunabhängige, kraftgeregelte Kopplung von seriellen Roboterkinematiken

Band 300

Dr.-Ing. Martin Benfer

Decision-Making in Production Network Configuration

A Design Framework for Digital Twins of Global Production Networks

Band 301

Dr.-Ing. Victor Lubkowitz

Keramikverstärkte Aluminiumwerkstoffe für das pulverbettbasierte selektive Laserschmelzen

Beschichtung, Werkstoff- und Oberflächeneigenschaften von Mikro-B₄C- und Nano-TiC-verstärkten AlSi10Mg-Feedstocks, verarbeitet im PBF-LB-Prozess

