

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

Manuela Neuenfeldt

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

Band 277

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

Manuela Neuenfeldt

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

Band 277

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

Zur Erlangung des akademischen Grades einer
Doktorin der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)

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

Dissertation

von

Manuela Neuenfeldt, M.Sc.
aus Karlsruhe

Tag der mündlichen Prüfung: 31. Januar 2024

Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Matthias Weigold

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., 2024

Copyright Shaker Verlag 2024

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

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8440-9477-0

ISSN 0724-4967

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 Technologien wird vor dem Hintergrund der Globalisierung der Wirtschaft der entscheidende Wirtschaftsfaktor für produzierende Unternehmen. 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 sowohl mit der Leistungssteigerung von additiven und subtraktiven Fertigungsverfahren, den Produktionsanlagen und der Prozessautomatisierung sowie mit der ganzheitlichen Betrachtung und Optimierung der Produktionssysteme und -netzwerke. 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

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als akademische Mitarbeiterin am wbk Institut für Produktionstechnik des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT), im Rahmen des BMBF-Projekts HiPTSLAM.

Mein besonderer Dank gilt Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze für die wissenschaftliche Betreuung dieser Arbeit sowie die persönliche und fachliche Betreuung während meiner Tätigkeit am Institut. Mein Dank gilt außerdem Prof. Dr.-Ing. Matthias Weigold für das Interesse an meiner Arbeit und die Übernahme des Korreferats.

Weiterhin möchte ich meinen Kolleginnen und Kollegen am wbk für die freundschaftliche und produktive Arbeitsatmosphäre danken. Besonderer Dank gilt meinen Kollegen aus dem Team Additiv für die kurzweiligen Bürotage und die vielen konstruktiven Diskussionen. Herrn Prof. Dr.-Ing. Frederik Zanger möchte ich für das Korrekturlesen der Arbeit und die vertrauensvolle Zusammenarbeit danken.

Des Weiteren möchte ich mich bei den Mitarbeitern der Werkstatt und der Technik bedanken. Insbesondere möchte ich mich bei Herrn Harald Frank für die Unterstützung bei dem Aufbau und der Durchführung meiner Versuche bedanken.

Außerdem möchte ich mich bei meinen studentischen Hilfskräften und meinen Abschlussarbeitern bedanken, deren Leistung einen wichtigen Beitrag zum Gelingen dieser Arbeit geleistet hat.

Zuletzt möchte ich mich bei meiner Familie für deren bedingungslose Unterstützung während meiner Promotionszeit bedanken.

Karlsruhe, Januar 2024

Manuela Neuenfeldt

Abstract

Additive manufacturing processes allow greater geometrical freedom in the production of components. The predominant process is selective laser beam melting, also known as PBF-LB (Powder Bed Fusion - Laser Beam).

In tool manufacturing, these processes can be used to realize functionally optimized components with, for example, internal cooling channels. Only a few tool steels can currently be processed in the area of additive manufacturing using powder bed processes. Efficient qualification of new materials for the PBF-LB process represents a major challenge, whereby the entire process chain should be considered.

Current work is already investigating the milling post-processing of additively manufactured tool steels. This is compared with the machining of conventionally produced tool steels and the influence of the build-up direction as well as the influence of the heat treatment on the post-machining is considered. An influence of the PBF-LB parameters, which also significantly affect the microstructure, hardness and relative density of the components, is not yet considered.

The aim of this work is to investigate the influence of the PBF-LB parameters on the milling post-processing of additively manufactured components and to develop a procedure for the rapid qualification of new tool steels for the PBF-LB and milling process chain.

In this work, the influence of volume energy density, laser power, scan speed and hatch-distance in the PBF-LB process and cutting speed, feed rate and infeed in the milling process are investigated on the material 1.2709 and validated on the material Specialis® SLM-Alloy 2. Here, face milling and circumferential milling show similar relationships. In both cases, the influence of the PBF-LB parameters on the surface roughness and the process vibrations and forces is greater than the influence of the parameters in the milling process. The volume energy density, which combines the investigated variables laser power, scan speed and hatch-distance, cannot be chosen for the determination of a machining window along the process chain. Subsequently, the distortion of thin-walled components along the process chain is investigated. In this case, the volume energy density can be considered as the main influencing variable, since the energy introduced during the PBF-LB process determines the magnitude of the residual stresses in the component. In addition, the selected aging process leads to a doubling of the cutting forces and to a halving of the distortion when machining the components of both materials.

Kurzfassung

Die additiven Fertigungsverfahren ermöglichen eine höhere Geometriefreiheit bei der Produktion von Bauteilen. Das vorherrschende Verfahren ist das selektive Laserstrahlschmelzen, welches auch als PBF-LB (Powder Bed Fusion – Laser Beam) bezeichnet wird.

In der Werkzeugfertigung können mit diesen Verfahren funktionsoptimierte Bauteile mit beispielsweise innenliegenden Kühlkanälen realisiert werden. Im Bereich der additiven Fertigung mittels Pulverbettverfahren können aktuell nur wenige Werkzeugstähle verarbeitet werden. Eine effiziente Qualifizierung neuer Werkstoffe für den PBF-LB-Prozess stellt eine große Herausforderung dar, wobei die gesamte Prozesskette betrachtet werden sollte.

In aktuellen Arbeiten wird bereits die fräsende Nachbearbeitung von additiv hergestellten Werkzeugstählen untersucht. Diese wird mit der Bearbeitung von konventionell hergestellten Werkzeugstählen verglichen und der Einfluss der Aufbaurichtung sowie der Einfluss der Wärmebehandlung auf die Nachbearbeitung werden betrachtet. Ein Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen, welche das Gefüge, die Härte und die relative Dichte der Bauteile, ebenfalls maßgeblich beeinflussen, wird noch nicht betrachtet.

Das Ziel dieser Arbeit ist es den Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf die fräsende Nachbearbeitung additiv gefertigter Bauteile zu untersuchen und ein Vorgehen für die schnelle Qualifizierung neuer Werkzeugstähle für die Prozesskette PBF-LB und Fräsen zu entwickeln.

In der Arbeit werden der Einfluss der Volumenenergiedichte, der Laserleistung, der Scangeschwindigkeit und des Spurbabstands im PBF-LB-Prozess und der Schnittgeschwindigkeit, des Vorschubs und der Zustellung im Fräsprozess am Werkstoff 1.2709 untersucht und am Werkstoff Specialis® SLM-Alloy 2 validiert. Dabei zeigen das Stirn- und das Umfangsfräsen ähnliche Zusammenhänge. In beiden Fällen ist der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf die Oberflächenrauheit und die Prozessschwingungen und –kräfte größer als der Einfluss der Stellgrößen im Fräsprozess. Die Volumenenergiedichte, welche die untersuchten Größen Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Spurbabstand vereint, kann für die Bestimmung eines Bearbeitungsfensters entlang der Prozesskette nicht gewählt werden. Im Anschluss wird der Verzug dünnwandiger Bauteile entlang der Prozesskette untersucht. In diesem Fall kann die Volumenenergiedichte als Haupteinflussgröße betrachtet werden, da die eingebrachte Energie während des PBF-LB-Prozesses die Größe der Eigenspannungen im Bauteil bestimmt. Der zudem gewählte Auslagerungsprozess führt bei der Bearbeitung der Bauteile beider Werkstoffe zu einer Verdopplung der Schnittkräfte und zu einer Halbierung des Verzugs.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Abkürzungen	IV
1 Einleitung	1
2 Grundlagen und Stand der Technik	2
2.1 Werkzeugstähle und martensitgehärtende Stähle	2
2.2 Metallische additive Fertigungsverfahren	5
2.3 Selektives Laserstrahlschmelzen (PBF-LB)	6
2.3.1 Verfahrensgrundlagen	7
2.3.2 Einflussgrößen beim selektiven Laserstrahlschmelzen	8
2.3.3 Genauigkeit, Oberflächenqualität und Verzug beim PBF-LB-Prozess	15
2.4 Fräsen	17
2.4.1 Fräsarten	18
2.4.2 Einflussgrößen beim Fräsen	20
2.5 Nachbearbeitung additiv gefertigter Bauteile	21
2.6 Fazit	23
3 Zielsetzung und Vorgehensweise	25
3.1 Zielsetzung	25
3.2 Vorgehensweise	25
4 Methodik und Versuchsaufbau	27
4.1 Methodik	27
4.2 Untersuchte Stähle	29
4.2.1 Maraging 18Ni300 (1.2709)	29
4.2.2 Maraging 350 (Specialis® SLM-Alloy 2)	30
4.3 Selektives Laserstrahlschmelzen	31
4.3.1 Additive Fertigung	31
4.3.2 Wärmebehandlung	34
4.3.3 Oberflächenanalyse	35

4.3.4	Härte	35
4.3.5	Gefügestruktur	35
4.3.6	Relative Dichte	36
4.4	Fräsende Nachbearbeitung	37
4.4.1	Variation der Prozessstellgrößen beim Gleichaufräsen	37
4.4.2	Verzugsuntersuchungen beim Gleichaufräsen	45
4.4.3	Messmethoden	49
5	Analyse des selektiven Laserstrahlschmelzens am Werkstoff 1.2709	52
5.1	Volumenenergiedichte	52
5.2	Laserleistung	65
5.3	Scangeschwindigkeit	67
5.4	Spurabstand	68
5.5	Zusammenfassung der Wechselwirkungen der PBF-LB-Stellgrößen	70
6	Analyse des Fräsprozesses am Werkstoff 1.2709	74
6.1	Einfluss der Bauteilgeometrie	74
6.2	Variation der Stellgrößen in der Prozesskette PBF-LB-Fräsen	76
6.2.1	Stirnfräsen	76
6.2.2	Umfangsfräsen	95
6.2.3	Abgeleitete Wirkzusammenhänge	108
6.3	Fräsen dünnwandiger PBF-LB-Bauteile	110
6.3.1	Einfluss der Stellgrößen im Fräsprozess	110
6.3.2	Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen	113
6.3.3	Abgeleitete Wirkzusammenhänge	116
7	Validierung am Werkstoff Specialis® SLM Alloy 2	117
7.1	Ergebnisse Fräsversuche	117
7.1.1	Vergleich treppenförmiger Proben	117
7.1.2	Untersuchung des Umfangsfräsens	119
7.1.3	Untersuchung Verzug dünnwandiger Bauteile	129
7.2	Vergleich mit abgeleiteten Zusammenhängen	132

8 Zusammenfassung und Ausblick	134
8.1 Zusammenfassung	134
8.2 Ausblick	136
Literaturverzeichnis	137
Liste der eigenen Publikationen	145
Werdegang	146
Abbildungsverzeichnis	I
Tabellenverzeichnis	VIII

Abkürzungen

Formelzeichen	Größe	Einheit
A_5	Bruchdehnung	%
a_p	Schnitttiefe	mm
d	Partikeldurchmesser	μm
E_V	Volumenenergiedichte	J/mm^3
f	Vorschub	mm
f_z	Vorschub pro Zahn	mm/Zahn
F_c	Schnittkraft	N
F_f	Vorschubkraft	N
F_p	Passivkraft	N
HRC	Härte nach Rockwell	HRC
h_s	Spurabstand	μm
HV	Härte nach Vickers	HV
l_s	Schichtdicke	μm
PBF-LB	Powder Bed Fusion – Laser Beam	
P_L	Laserleistung	W
R_m	Zugfestigkeit	MPa
$R_{p0,2}$	Dehngrenze	MPa
S_a	Mittlere arithmetische Höhe (Oberflächenrauheit)	μm
S_z	Maximale Höhe (Oberflächenrauheit)	μm
TGM	Temperature Gradient Mechanism	
UZ	Umdrehungsdrehzahl	min^{-1}
UZS	Uhrzeigersinn	
v_c	Schnittgeschwindigkeit	m/min
v_s	Scangeschwindigkeit	mm/s
α	Öffnungswinkel	°
κ_r	Einstellwinkel	°
λ_c	Grenzwellenlänge	μm
ρ_{rel}	Relative Dichte	%

1 Einleitung

Im Bereich der Werkzeugfertigung werden zunehmend additive Fertigungsverfahren eingesetzt. Hierdurch können zum Beispiel innenliegende Kühlkanäle sowie komplexe und funktionsorientierte Geometrien erstellt werden, welche sich vorteilhaft auf die Verschleißfestigkeit der Werkzeuge auswirken.

Im Bereich der additiven Fertigung mittels Pulverbettverfahren können aktuell nur wenige Stähle verarbeitet werden, welche die Härte- und Festigkeitsanforderungen für die Werkzeugherstellung erfüllen. Das vorherrschende Verfahren ist das selektive Laserstrahlschmelzen, welches auch als PBF-LB (Powder Bed Fusion – Laser Beam) bezeichnet wird. Die effiziente Qualifizierung neuer Werkstoffe für die additive Fertigung stellt eine große Herausforderung dar, wobei die Anforderungen der spanenden Nachbearbeitung für die Herstellung von Funktionsflächen bislang noch nicht berücksichtigt werden. Die fräsende Bearbeitung additiv gefertigter Bauteile unterscheidet sich von der Bearbeitung konventionell gefertigter Bauteile. Durch das Pulverbettverfahren und die gewählten Prozessstellgrößen entstehen Unterschiede hinsichtlich Gefüge, Härte und Zugfestigkeiten, welche den Fräsprozess beeinflussen. Wird bei der Prozessentwicklung von Materialien für die additive Fertigung die fräsende Nachbearbeitung berücksichtigt, kann zusätzliches Potential hinsichtlich einer Optimierung der Prozesskette geschöpft werden.

In dieser Arbeit wird der Einfluss der Prozessstellgrößen des selektiven Laserstrahlschmelzens auf die fräsende Nachbearbeitung untersucht. Zielgrößen der Untersuchungen sind die Prozessschwingungen und -kräfte sowie die erreichbare Oberflächenrauheit und die Verzugsminimierung dünnwandiger Bauteile am Ende der Prozesskette. Es werden Bauteile mit und ohne Wärmebehandlung nach dem Additivprozess untersucht, da martensitaushärtende Stähle die geforderten hohen Härten und Festigkeiten erst nach einem Wärmebehandlungsverfahren erreichen.

In dieser Arbeit werden zuerst die Grundlagen und der Stand der Technik präsentiert, daraus werden die Zielstellung und die Forschungshypothesen abgeleitet. Im Anschluss werden der eigene Ansatz, die Ergebnisse der Untersuchungen zum PBF-LB-Prozess sowie die Ergebnisse der Versuchsreihen zur fräsenden Nachbearbeitung dargestellt. Die abgeleiteten Wirkzusammenhänge werden in einem abschließenden Schritt anhand eines neuen Werkzeugstahls validiert.

2 Grundlagen und Stand der Technik

In diesem Kapitel werden die Eigenschaften der martensitaushärtenden Stähle sowie die Grundlagen und der Stand der Technik des selektiven Laserstrahlschmelzens und eines sich anschließenden Fräsens dargelegt.

2.1 Werkzeugstähle und martensitaushärtende Stähle

Werkzeugstähle sind Stähle, die zur Herstellung von Werkzeugen für die Bearbeitung metallischer und nichtmetallischer Werkstoffe zur Anwendung kommen. Die Werkzeugstähle können nach ihrem Einsatzbereich in folgende Werkzeugstahlgruppen unterschieden werden:

- Kaltarbeitsstähle,
- Warmarbeitsstähle,
- Schnellarbeitsstähle.

Kaltarbeitsstähle erwärmen sich während der Bearbeitung. Die Oberflächentemperaturen der Werkzeuge aus Kaltarbeitsstahl übersteigen hierbei aber nicht 200 °C. Warmarbeitsstähle werden hingegen während der Bearbeitung höheren Temperaturen größer 200 °C ausgesetzt. Schnellarbeitsstähle sind bis zu Temperaturen von etwa 600 °C einsetzbar, da sie die höchste Warmhärte und Anlassbeständigkeit aufweisen. Schnellarbeitsstähle werden hauptsächlich zum Zerspanen und Umformen eingesetzt. (Bargel 2022)

Die wichtigste Eigenschaft von Werkzeugstählen ist die Härte, die im Verhältnis zur Härte des Werkstücks groß sein muss. Die Härte der Werkzeugstähle wird durch Martensit und Sondercarbide von verschiedenen Legierungselementen bestimmt (Bargel 2022).

Im Folgenden wird auf die materialographischen Eigenschaften, die gängigen Wärmebehandlungen und die Zerspanbarkeit martensitaushärtender Warmarbeitsstähle eingegangen, da diese im Verlauf der Arbeit untersucht werden.

Materialographische Eigenschaften

Martensitaushärtende Werkzeugstähle zeichnen sich durch eine hohe Festigkeit und Zähigkeit aus. Aufgrund ihrer hohen Temperaturbeständigkeit sind sie besonders für den Werkzeug- und Formenbau für Strangpress-, Druckgieß- und Schmiedeprozesse geeignet. Diese Werkstoffe sind hochlegiert mit mehr als 12 Gewichtsprozent (Gew.-%) Nickel und erhalten ihre guten mechanischen Eigenschaften durch die Ausscheidung intermetallischer Phasen während der Wärmebehandlung (Turk & Zunko et al. 2019).

Die Legierung 1.2709 (X3NiCoMoTi18-9-5) ist die am häufigsten verwendete martensitaushärtende Legierung beim selektiven Laserstrahlschmelzen. Aufgrund des niedrigen Kohlenstoffgehalts können problemlos rissfreie Bauteile mit einer relativen Dichte von über 99 % hergestellt werden (Bajaj & Hariharan et al. 2020).

Additiv gefertigte martensitaushärtende Stähle weisen im Vergleich zu konventionell hergestellten martensitaushärtenden Stählen deutliche Unterschiede im Gefüge auf. Abbildung 2-1 stellt die Mikrostruktur eines additiv gefertigten 1.2709 im as-built Zustand und die Mikrostruktur eines gegossenen 1.2709 dar. Im additiv gefertigten Material sind die Laserspuren erkennbar und das Dendritenwachstum geht zum Teil über die Korngrenzen hinaus. Der additiv hergestellte 1.2709 weist gegenüber dem gegossenen 1.2709 eine feinere Kornstruktur auf (Guo, Guo & Zhu 2018).

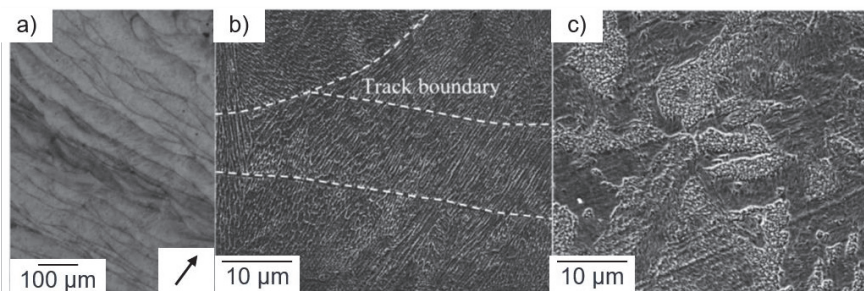


Abbildung 2-1: a) und b) Mikrostruktur 1.2709 as-built aus dem PBF-LB-Prozess, c) Mikrostruktur 1.2709 Guss (Guo, Guo & Zhu 2018)

Bei additiv gefertigten martensitaushärtenden Stählen befinden sich die martensitischen Bereiche hauptsächlich innerhalb der Erstarrungszellen, da der Restaustenit entlang der Zellgrenze diese häufig begrenzt. Additiv gefertigte martensitaushärtende

Stähle enthalten im as-built Zustand einen Austenitgehalt von 6 % bis 11 %, je nach gewählten Prozessstellgrößen. Dieser Restaustenit wird durch den hohen Nickelgehalt stabilisiert (Bajaj & Hariharan et al. 2020).

Die mechanischen Eigenschaften additiv gefertigter martensitaushärtender Werkzeugstähle sind vergleichbar mit denen von konventionell hergestellten Stählen (Bajaj & Hariharan et al. 2020).

Wärmebehandlung

Ziel der Wärmebehandlung ist es, die mechanischen Eigenschaften eines Materials zu optimieren. Bei martensitaushärtenden Werkzeugstählen erfolgt in der Regel ein Ausscheidungshärten, um die gewünschte Härte und Festigkeit zu erreichen. Das Ausscheidungshärten besteht aus einem Lösungsglühen, einem anschließenden schnellen Abkühlen (Abschrecken) und einem Auslagern (Bargel 2022).

Bei additiv hergestellten Bauteilen aus martensitaushärtendem Stahl verschwindet das zelluläre Gefüge nach dem Lösungsglühen und der Stahl ist austenitisch. Um das feine Gefüge aus dem additiven Fertigungsprozess zu erhalten, werden additiv hergestellte Bauteile aus martensitaushärtenden Stählen in der Regel ohne Lösungsglühen bei 490 bis 530 °C ausgelagert. (Guo, Guo & Zhu 2018) und (Casati & Lemke et al. 2016) zeigten in ihren Arbeiten, dass ein vorgelagertes Lösungsglühen von PBF-LB-Proben die Härte des Werkstoffs nicht erhöht. Die PBF-LB-Proben wiesen nach einem Auslagerungsprozess ohne vorgelagertem Lösungsglühen die gleiche Härte wie die konventionell hergestellten Proben nach einem Lösungsglühen und anschließendem Auslagern auf.

(Guo, Guo & Zhu 2018) untersuchten außerdem den Einfluss der Auslagerungstemperatur auf die Bauteilhärte und -festigkeit. Sie konnten nachweisen, dass bei Auslagerungstemperaturen größer 500 °C die Austenitbildung schon nach kurzer Zeit intensiviert war und zu einem Härte- und Festigkeitsverlust führte. (Kempen & Yasa et al. 2011) untersuchten außerdem den Einfluss der Dauer während des Auslagerungsprozesses und konnten feststellen, dass ab einer Dauer von drei Stunden keine nennenswerten Härtesteigerungen mehr stattfanden.

In der Studie von (Marcisz & Stępień 2017) wurde ein Kurzzeitauslagerungsprozess für martensitaushärtende Stähle untersucht. Dabei konnte bei einer Temperatur von 600 °C und einer Dauer von 15 s ein Anstieg von 340 HV auf 600 HV bei einem 18Ni350-Stahl nachgewiesen werden.

Zerspanbarkeit

Nach (DIN 6583) ist die Zerspanbarkeit als „die Eigenschaft eines Werkstückes oder Werkstoffes, sich unter gegebenen Bedingungen spanend bearbeiten zu lassen“ definiert. Um die Zerspanbarkeit zu bewerten, können nach (Heisel 2014) und (Klocke 2018) folgende Größen herangezogen werden:

- Zerspankraft,
- Standzeit (bzw. Standweg, -menge etc.),
- Oberflächengüte des Werkstücks,
- Spanform.

Bei der spanenden Bearbeitung von Werkzeugstählen wird der Betrag der Zerspankraft durch die Legierungszusammensetzung und die Wärmebehandlung bestimmt, da diese maßgeblich die Härte beeinflussen. Legierte Werkzeugstähle gelten nach dem Lösungsglühen als schwer zerspanbar, da es zu starken Verklebungen und zu Aufbauschneidenbildung am bearbeitenden Werkzeug kommen kann. Die Karbidbildner erhöhen deutlich die Verschleißwirkung des Werkzeugstahls, wenn sie beim Austenitieren in Lösung gegangen sind und beim anschließenden Glühen keine Karbide bilden. Eine anschließende Vergütung auf höhere Festigkeiten zwischen 1200 N/mm² und 1400 N/mm² reduziert zwar den Verschleiß durch Adhäsion, erhöht aber den abrasiven Verschleiß und die thermische Belastung an der Werkzeugschneide. Um den Verschleiß am Werkzeug zu minimieren, werden die Schnittgeschwindigkeiten bei der spanenden Bearbeitung von Werkzeugstählen gering gehalten (Klocke 2018).

Die Oberflächengüte und die Mikrostruktur unterscheiden sich von additiv gefertigtem AISI H13 Werkzeugstahl zu konventionell gefertigtem AISI H13 Werkzeugstahl. (Montevocchi & Grossi et al. 2016) zeigten in ihrer Arbeit, dass die Mikrostruktur und die Oberflächenrauheit des Werkstücks einen großen Einfluss auf die Zerspanbarkeit haben.

2.2 Metallische additive Fertigungsverfahren

Die additiven Fertigungsverfahren werden nach (DIN 8580) den urformenden Fertigungsverfahren zugeordnet, da sie Bauteile durch das Schaffen von Zusammenhalt aus formlosen Werkstoffen herstellen. Die additiven Fertigungsverfahren können gemäß (DIN EN ISO/ASTM 52900) in einstufige und mehrstufige Verfahren eingeteilt wer-

den. Hierbei wird durch die Anzahl der Prozessschritte zum Erreichen der Bauteilgeometrie und der Bauteileigenschaften unterschieden. Bei mehrstufigen Verfahren sind vor- und nachgelagerte Prozesse notwendig. Alle additiven Fertigungsverfahren zeichnen sich durch den schichtweisen Aufbau der Bauteile aus.

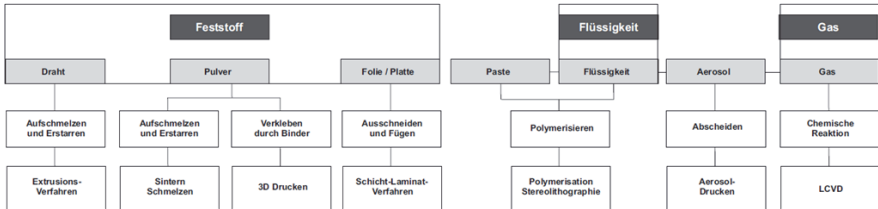


Abbildung 2-2: Klassifizierung der additiven Fertigungsverfahren nach dem Aggregatzustand des Ausgangswerkstoffes in Anlehnung an DIN 8580 (Gebhardt 2013)

Weiterhin werden die Verfahren anhand des jeweiligen Ausgangswerkstoffes unterteilt. Unterschieden werden Verfahren mit festen, flüssigen oder gasförmigen Ausgangswerkstoffen (Gebhardt 2013; Lachmayer, Lippert & Fahlbusch 2016). Abbildung 2-2 zeigt die Einordnung der Verfahrensgruppen entsprechend der Ausgangswerkstoffe und des physikalischen Prinzips der Schichterzeugung. Die gängigsten metallischen additiven Fertigungsverfahren gehören zu den Verfahren mit festen Ausgangswerkstoffen, wie die Pulverbettverfahren. Bei diesen additiven Fertigungsverfahren wird Metallpulver schichtweise auf eine Bauplattform aufgebracht und je nach Verfahren in jeder Schicht mittels Laser gesintert (Lasersintern), geschmolzen (Laserstrahlschmelzen) oder mittels Elektronenstrahl geschmolzen (Elektronenstrahlschmelzen). Beim 3D-Drucken bzw. Binder Jetting wird der Werkstoffzusammenhalt durch eine schichtweise, punktuelle Einbringung von Binder in das Pulverbett erzielt. Die technisch erforderliche Festigkeit des Bauteils wird erst durch den anschließenden Sinterprozess erreicht.

2.3 Selektives Laserstrahlschmelzen (PBF-LB)

Das selektive Laserstrahlschmelzen wird in dieser Arbeit innerhalb der Prozesskette additive Fertigung und zerspanende Nachbearbeitung untersucht. Dieses Verfahren ist nach (Lachmayer, Lippert & Fahlbusch 2016) aktuell das gängigste additive Fertigungsverfahren für metallische Bauteile.

Das selektive Laserstrahlschmelzen wurde Mitte der 90er Jahre am Fraunhofer Institut für Lasertechnik in Aachen entwickelt und 1996 zum Patent angemeldet (Gasser, Meiners & Wissenbach 1996). Das selektive Laserstrahlschmelzen ist unter verschiedenen Namen in der Literatur zu finden. Einige Anlagenhersteller haben seit der Patentanmeldung eigene Namen für das Verfahren entwickelt und als Marken eintragen lassen. Beispiele hierfür sind das „Selective Laser Melting“ (SLM®), LaserCusing®, Direct Metal Laser Sintering (DMLS®), Laser Beam Melting (LBM) oder Laser Powder Bed Fusion (LPBF). In dieser Arbeit wird die Bezeichnung „Pulverbasiertes Schmelzen mittels Laserstrahl“ (PBF-LB) nach (DIN EN ISO/ASTM 52900) verwendet.

2.3.1 Verfahrensgrundlagen

Der PBF-LB-Prozess ist ein Pulverbettverfahren, bei dem das Metallpulver schichtweise aufgetragen wird und mithilfe eines Lasers entsprechend der Bauteildaten aufgeschmolzen wird. Zur Veranschaulichung des Grundprinzips ist der Aufbau einer PBF-LB-Anlage in Abbildung 2-3 skizziert.

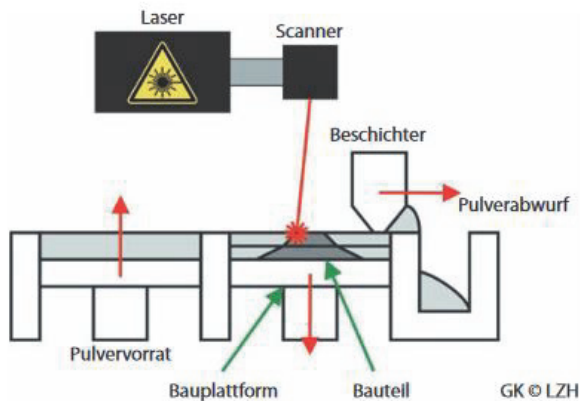


Abbildung 2-3: Schematischer Aufbau einer PBF-LB-Anlage (Lachmayer & Lippert 2017)

Zunächst wird die Bauplatzform um die Schichtdicke abgesenkt und anschließend das Metallpulver mithilfe eines Beschichters aufgetragen. Danach wird der Querschnitt des Bauteils durch den Laser belichtet. Diese Schritte werden wiederholt, bis alle Schichten

des Bauteils hergestellt wurden. Der Bauprozess findet dabei in einer Inertgasatmosphäre statt, um eine Oxidation der Schmelze zu verhindern. Die eingestellte Schutzgasströmung dient ebenfalls dem Abtransport von Schmauchpartikeln, die während des Bauprozesses entstehen (Gebhardt 2016). Als Inertgase werden zumeist Argon oder Stickstoff verwendet.

Durch die Lage des Bauteils im Pulverbett sind unterschiedliche Stellgrößen für die Bearbeitung der Oberflächen am Bauteil notwendig. Die Flächen sind in Abbildung 2-4 dargestellt. Die Upskin-Fläche bezeichnet die Fläche des Bauteils, die zum Laser gewandt ist. Die Downskin-Fläche ist die zur Bauplattform gewandte Fläche des Bauteils und liegt auf dem Pulverbett auf. Die Randfläche ist senkrecht zur Bauplattform und entspricht der Berandung des belichteten Querschnitts des Bauteils. Die Randflächen und die Downskin-Flächen sind immer im Kontakt zum Pulverbett und geben einen Teil der Wärmeenergie in dieses ab. Daher sind an diesen Flächen angeschmolzene Pulverpartikel vorhanden. Diese Pulverpartikel führen zu einer höheren Oberflächenrauheit an diesen Bauteilbereichen (Ertürk & Musil et al. 2023).

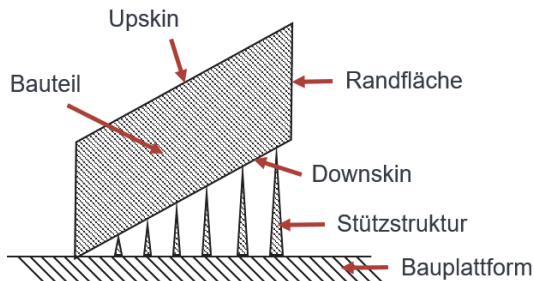


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Upskin, Downskin und Randflächen an einem Bauteil aus dem PB-LB-Prozess

2.3.2 Einflussgrößen beim selektiven Laserstrahlschmelzen

Die Bauteileigenschaften der im PBF-LB-Prozess hergestellten Werkstücke werden von einer Vielzahl an Prozessstellgrößen beeinflusst. Ein Überblick über die wesentlichen Prozessstellgrößen ist in Tabelle 2-1 dargestellt. Ein Großteil dieser Stellgrößen kann laut (Wörner & Jung et al. 2017) dem Laser, der Belichtung, dem Pulver und der Temperatur zugeordnet werden.

Tabelle 2-1: Prozessstellgrößen beim PBF-LB-Prozess nach (Wörner & Jung et al. 2017)

Laser	Belichtung	Pulver	Temperatur	Sonstige
Laserleistung	Scangeschwindigkeit	Partikelgröße	Pulvertemperatur	Schutzgasatmosphäre
Laserstrahldurchmesser	Spurabstand	Partikelform	Pulverzuführtemperatur	Oxidationsprodukte
Pulsdauer	Belichtungsstrategie	Pulverbett-dichte	Temperaturschwankungen	Blaseffekt
Pulsfrequenz		Schichtdicke		Pulverkreislauf
Wellenlänge (vom Hersteller festgelegt)		Materialeigenschaften		Verunreinigung

Die Einflüsse der in Tabelle 2-1 dargestellten Stellgrößen sind Gegenstand der Forschung und sind in einigen Fällen aufgrund des Anlagenmodells oder der Materialwahl durch externe Randbedingungen vorgegeben (Richard, Schramm & Zipsner 2017).

Der Einfluss der Prozessstellgrößen auf die Bauteilzustände wie relative Dichte oder Festigkeitskennwerte wird in aktuellen Arbeiten anhand von empirischen Parameterstudien untersucht. Dabei dürfen die möglichen Wechselwirkungen der einzelnen Prozessstellgrößen nicht außer Acht gelassen werden. Die relative Dichte, die Festigkeitskennwerte, die Härte sowie die Mikrostruktur und die Zerspanbarkeit werden maßgeblich durch die Wärmeakkumulation beeinflusst. Bei einer zu niedrigen Wärmeakkumulation wird der Werkstoff nicht vollständig aufgeschmolzen, während eine zu hohe Wärmeakkumulation zu Gaseinschlüssen führen kann. Die Wärmeakkumulation kann insbesondere durch die Prozessstellgrößen Laserleistung, Scangeschwindigkeit, Spurabstand und Schichtdicke gesteuert werden (Kumar 2020).

Die Wechselwirkungen und Korrelationen zwischen der Vielzahl an PBF-LB-Prozessstellgrößen sind vielseitig. Die aus der Literatur bekannten Zusammenhänge der in Tabelle 2-1 aufgeführten Prozessstellgrößen sind in Abbildung 2-5 zusammengefasst. Die Prozessstellgrößen Laserleistung, Scangeschwindigkeit, Spurabstand und Schichtdicke werden hierbei als Haupteinflussfaktoren auf die Bauteilzustände beim PBF-LB-Prozess identifiziert. Im Folgenden wird der Einfluss dieser Prozessstellgrößen auf die Fertigung von Stahlbauteilen dargestellt.

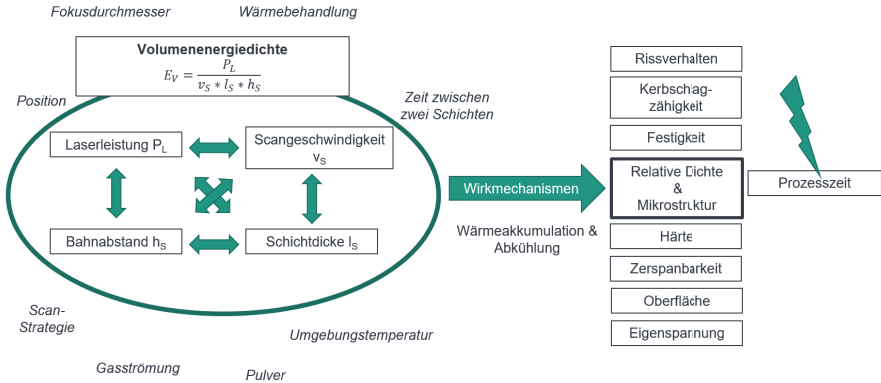


Abbildung 2-5: Darstellung der Zusammenhänge der Einflussgrößen im PBF-LB-Prozess (A_Kramer 2020)

Abbildung 2-6 stellt die Prozessstellgrößen Laserleistung, Scangeschwindigkeit, Spurabstand und Schichtdicke in einer schematischen Darstellung während des Prozesses dar.

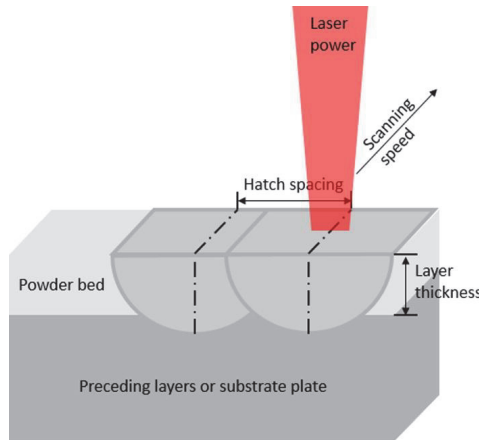


Abbildung 2-6: Schematische Darstellung der Prozessstellgrößen Laserleistung (Laser power), Scangeschwindigkeit (Scanning speed), Spurabstand (Hatch spacing) und Schichtdicke (Layer thickness) (Yap & Chua et al. 2015)

Laserleistung

Die Laserleistung P_L beschreibt die Leistung, mit welcher der Laser das Pulverbett be-lichtet. Die zu wählende Laserleistung hängt unter anderem von der Dichte und Wär-meleitfähigkeit des verwendeten Werkstoffs ab. PBF-LB-Anlagen mit Lasermodulen mit einer maximalen Laserleistung zwischen 50 W und 1000 W sind aktueller Stand der Technik.

Eine zu hohe oder zu niedrige Laserleistung beeinflusst die Porosität der Bauteile er-heblich. Eine zu niedrige Laserleistung führt zu einer schlechten Schichtenbindung, da das Schmelzbad nicht tief genug in die vorherige Schicht eindringt. Es entstehen große längliche Poren. Dies verringert die Belastbarkeit der Bauteile. Eine zu hohe Laserlei-stung führt dagegen zu kleinen runden Poren. Diese sind auf Gaseinschlüsse zurückzu-führen, welche aufgrund des Keyhole-Effektes entstehen. Eine mangelnde Abführung des Schutzgases aus der Schmelzzone führt zu diesen Gaseinschlüssen (Lachmayer & Lippert 2017).

(Bai & Yang et al. 2017) zeigten in ihrer Parameterstudie an 1.2709, dass die relative Dichte mit steigender Laserleistung zunimmt und bei hohen Laserleistungen ein Pla-teau erreicht.

In den Arbeiten von (Agapovichev & Sotov et al. 2018) wurde der Einfluss der Laser-leistung auf die Härte, die Zugfestigkeit und die Dehnung von Bauteilen aus dem Werk-zeugstahl 150Cr14 untersucht. Hierbei konnte festgestellt werden, dass die Härte mit steigender Laserleistung ansteigt und bei $P_L > 200$ W ein Plateau maximaler Härte bil-det. Die Dehnung war bei hohen und niedrigen Laserleistungen am geringsten und er-reichte ein Maximum bei einer mittleren Laserleistung $P_L = 180$ W. Der Einfluss auf die Zugfestigkeit konnte in diesen Versuchen als nicht nennenswert herausgestellt werden.

Scangeschwindigkeit

Mit der Prozessstellgröße Scangeschwindigkeit wird die Geschwindigkeit, mit welcher der Laser verfährt, bezeichnet. Eine hohe Scangeschwindigkeit führt zu geringen Pro-zesszeiten und zu einem geringeren Wärmeeintrag in das Pulverbett, da der Laser we-niger lang an einer Stelle das Pulverbett belichtet. Typischerweise liegt die maximal einstellbare Scangeschwindigkeit zwischen 1500 mm/s und 3000 mm/s.

Eine konstante Scangeschwindigkeit ist notwendig, um eine möglichst gleichbleibende Prozessgüte zu erhalten. Eine zu niedrige Scangeschwindigkeit führt zu einem höheren

Energieeintrag und einem breiteren Schmelzbad. Dadurch schmilzt zusätzliches Pulver, welches zu Formfehlern am Bauteil führen kann. Außerdem kann es durch den höheren Energieeintrag zur Verdampfung von Legierungselementen kommen. Dies kann die mechanischen Eigenschaften der Bauteile verändern. Eine zu hohe Scangeschwindigkeit führt dagegen zu einer unpräzisen Strahlführung und zu einer schlechten Schichtanbindung, da der Energieeintrag zu gering ist, um das Pulver vollständig aufzuschmelzen (Lachmayer & Lippert 2017).

(Mugwagwa, Yadroitsev & Matope 2019) variierten in ihrer Studie zu 1.2709 die Laserleistung, die Scangeschwindigkeit und die Schichtdicke. Sie konnten bestätigen, dass bei geringer Scangeschwindigkeit die Porosität aufgrund eines zu hohen Energieeintrags zunimmt, und dass bei einer zu hohen Scangeschwindigkeit die Porosität, aufgrund eines zu geringen Energieeintrags und nicht vollständig aufgeschmolzenen Pulvers, ebenfalls zunimmt.

In den Arbeiten von (Agapovichev & Sotov et al. 2018) wurde neben dem Einfluss der Laserleistung auch der Einfluss der Scangeschwindigkeit auf die Härte, die Zugfestigkeit und die Dehnung additiv gefertigter Proben aus 150Cr14 untersucht. Die Variation der Scangeschwindigkeit beeinflusst insbesondere die Festigkeitswerte des Materials. Bei steigenden Scangeschwindigkeiten steigt die Zugfestigkeit, aber auch die Dehnung der untersuchten Proben an.

Spurabstand

Der Spurabstand beschreibt den Abstand der Mittellinien zweier nebeneinander laufender Schmelzbahnen. Er beeinflusst hauptsächlich die Qualität in der Schichtebene und sollte so gewählt werden, dass eine Überlappung der Laserspuren gewährleistet werden kann.

In der Parameterstudie von (Bai & Yang et al. 2017) wurde der Spurabstand sowie die Laserleistung und die Scangeschwindigkeit bei der Bearbeitung von 1.2709 variiert. Die Dichte der Bauteile wies beim Einfluss des Spurabstands den gleichen Zusammenhang wie bei der Scangeschwindigkeit auf. Bei höher werdendem Spurabstand verringerte sich der Überlappbereich der Laserspuren und der Energieeintrag in das Bauteil sinkt. Dies führt zu einer niedrigeren relativen Dichte der Bauteile.

In der Arbeit von (Dong & Liu et al. 2018) wurde der Einfluss des Spurbabstands auf die Bearbeitung von 316L im PBF-LB-Prozess untersucht. Hierbei konnte festgestellt werden, dass die relative Dichte der Bauteile mit steigendem Spurbabstand signifikant abnimmt und die Oberflächenrauheit zunimmt.

Der Einfluss des Spurbabstands hängt unmittelbar von der Scangeschwindigkeit ab, da diese die Breite des Schmelzbades beeinflusst und somit den Überlappbereich der Laserspuren ebenfalls definiert.

Schichtdicke

Die Schichtdicke beschreibt die Höhe einer Schicht des additiv gefertigten Bauteils. Nach oben wird die Schichtdicke durch den möglichen Energieeintrag in das Bauteil begrenzt. Bei einer zu dicken Schicht kann das Pulver nicht vollständig aufgeschmolzen werden und die Schichtanbindung an die vorherige darunterliegende Schicht kann nicht erfolgen. Nach unten wird die Schichtdicke durch die Größe der Pulverpartikel begrenzt, da bei einer Schichtdicke, die kleiner als der durchschnittliche Pulverpartikeldurchmesser ist, keine homogene Beschichtung erfolgen kann.

(Mugwagwa, Yadroitsev & Matope 2019) und (Kempen & Yasa et al. 2011) beobachteten in ihren Arbeiten zur Bearbeitung von 1.2709 eine höhere Porosität bei höheren Schichtdicken und steigender Scangeschwindigkeit. Die erhöhte Porosität ist auf ein unzureichendes Aufschmelzen der Pulverpartikel zurückzuführen. (Kempen & Yasa et al. 2011) stellten zudem fest, dass die Porosität die Makrohärte der Bauteile negativ beeinflusst, die Mikrohärtemessungen der untersuchten Proben jedoch gleichbleibende Ergebnisse liefert. Durch die Mikrohärtemessung konnte ein Einfluss der Poren ausgeklammert werden. (Kempen & Yasa et al. 2011) konnten daher zeigen, dass der Spurbabstand und die Schichtdicke keinen Einfluss auf die Mikrohärte des erzeugten Gefüges haben.

Volumenenergiedichte

In Anbetracht der zahlreichen Korrelationen und Wechselwirkungen zwischen den Prozessstellgrößen und der unterschiedlichen Einstellmöglichkeiten der Fertigungsanlagen, wurde die Volumenenergiedichte E_V eingeführt. Die Volumenenergiedichte vereint die Prozessstellgrößen Laserleistung P_L , Scangeschwindigkeit v_S , Spurbabstand h_S und Schichtdicke l_S zur einfacheren Vergleichbarkeit der Prozesse.

Die Volumenenergiedichte setzt sich nach (Meiners 1999) wie folgt zusammen:

$$E_V = \frac{P_L}{v_s * h_s * l_s} \quad 2-1$$

Die Volumenenergiedichte ist ein Maß für die Energiemenge, die punktuell in das Pulverbett eingebracht wird. Durch die Erhöhung der Volumenenergiedichte während des PBF-LB-Prozesses eines martensitaushärtenden Stahls steigen grundsätzlich die relative Dichte und die Härte des Bauteils und die Oberflächenrauheit sinkt. Diesen Zusammenhang haben (Casalino & Campanelli et al. 2015) für den Stahl 1.2709 nachgewiesen.

(Caiazza, Alfieri & Casalino 2020) untersuchten den Einfluss der Volumenenergiedichte auf die Mikrohärtigkeit und Oberflächenrauheit von IN718-Proben und (Narvan, Al-Rubaie & Elbestawi 2019) untersuchten in diesem Zusammenhang Proben aus H13-Stahl. In beiden Fällen konnte in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte ein sicherer Wertebereich der Prozessstellgrößen für den PBF-LB-Prozess gefunden werden.

Die Variation dieser Stellgrößen aus Formel 2-1 führt zu beliebig vielen Kombinationsmöglichkeiten bei einer konstant bleibenden E_V . Somit können die Werkstoffeigenschaften stark variieren und die Volumenenergiedichte kann nicht immer als zuverlässiger Kennwert zur Prozessbeschreibung herangezogen werden (Richard, Schramm & Zipsner 2017; Mugwagwa, Yadroitsev & Matope 2019). Die Ergebnisse eigener, unveröffentlichter Vorarbeiten anhand des Werkstoffs AISi10Mg zeigen die unterschiedlichen Gefüge bei gleicher Volumenenergiedichte und sind in Abbildung 2-7 dargestellt (Neuenfeldt 2019). In diesen Arbeiten konnte gezeigt werden, dass bei hoher Laserleistung P_L deutlich größere Poren im Bauteil entstehen, als bei einer hohen Scangeschwindigkeit v_s oder einem hohen Spurbstand h_s (Neuenfeldt 2019). Der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf die Zerspanung sollte daher auch getrennt betrachtet werden.

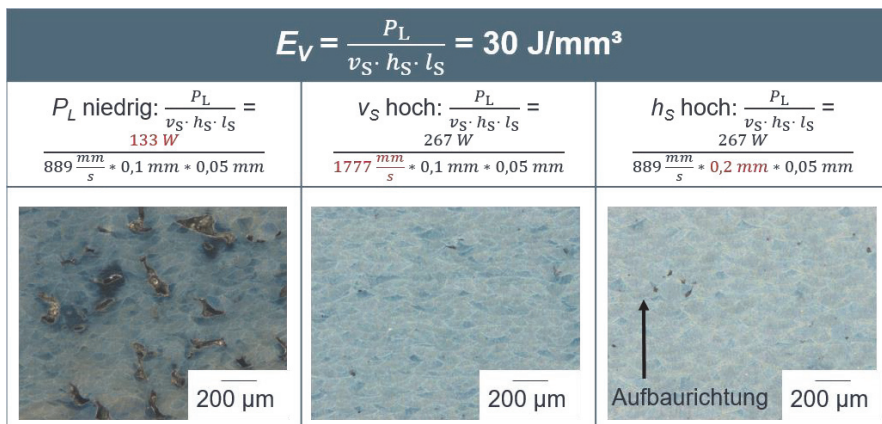


Abbildung 2-7: Mikrostruktur von AISi10Mg-Proben mit gleicher Volumenenergiedichte aus dem PBF-LB-Prozess (Neuenfeldt 2019)

2.3.3 Genauigkeit, Oberflächenqualität und Verzug beim PBF-LB-Prozess

Die zu erreichende Genauigkeit und Oberflächenqualität von im PBF-LB-Prozess gefertigten Bauteilen ist geringer als an konventionell gefertigten Bauteilen. Aufgrund des Schichtprinzips kann es in Aufbaurichtung zu Formungenauigkeiten kommen. Formabweichungen können auch durch anhaftendes Pulver aufgrund der Bearbeitung im Pulverbett erfolgen. Dies führt zu einem „Wachsen“ der Bauteile und kann nur über einen aufwendigen Kalibrierungsprozess optimiert werden (Gebhardt 2016).

Für Funktionsflächen an Bauteilen oder Baugruppen ist eine hohe Oberflächenqualität erforderlich, welche konventionell durch eine spanende Bearbeitung im täglichen Betrieb erreicht werden. Die Anhaftung unaufgeschmolzener Pulverpartikel an den additiv hergestellten Bauteilen führt zu einer deutlich schlechteren Oberflächenqualität. Ist eine hohe Oberflächenqualität, gefordert sollte eine Nachbearbeitung bei PBF-LB-Bauteilen erfolgen (Gebhardt 2016).

Eine weitere Ungenauigkeit im PBF-LB-Prozess tritt in Folge von Eigenspannungen im Bauteil auf. Als Eigenspannungen werden Spannungen bezeichnet, die ohne Einwirkung von außen im Werkstoff bestehen und ein Gleichgewicht mit der Umwelt bilden (Withers & Bhadeshia 2001). Die hohen Temperaturgradienten im laserbasierten Pro-

zessen führen zu Eigenspannungen, welche sich proportional auf den Verzug auswirken. Die Entstehung der Eigenspannungen kann in zwei Wirkmechanismen aufgeteilt werden, welche im Folgenden näher erläutert werden (Mercelis & Kruth 2006).

Der erste Wirkmechanismus ist der Temperature Gradient Mechanism (TGM). Dieser ist in Abbildung 2-8 dargestellt. Die Eigenspannungen entstehen aufgrund der hohen Temperaturgradienten um den Laserdurchmesser. Abbildung 2-8 a) zeigt die Ausdehnung der oberen Schicht im Bereich des Schmelzbades durch die lokale Erhöhung der Temperatur. Die thermische Ausdehnung des erwärmten Materials wird teilweise durch das umgebende kalte Material behindert, wodurch es zu plastischen Verzerrungen und Druckspannungen kommt. Beim Abkühlen (Abbildung 2-8 b)) behindert die vorherige plastische Verzerrung die Schrumpfung des Materials. Hierdurch entstehen Zugeigenspannungen an der Oberfläche der Bauteile. (Mercelis & Kruth 2006; Li & Liu et al. 2018)

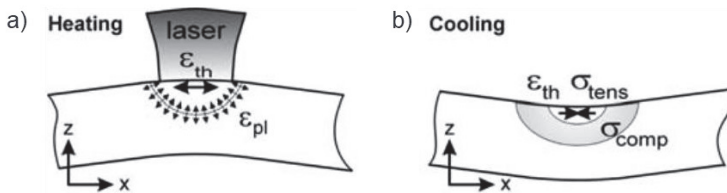


Abbildung 2-8: Induzierung von Eigenspannungen durch TGM

(Mercelis & Kruth 2006)

Ein zweiter Wirkmechanismus, der Eigenspannungen induziert, ist die Abkühlungsphase der wiederaufgeschmolzenen Schichten. Aufgrund der thermischen Energie, die in die vorherigen Schichten durch das Erzeugen der neuen Schicht eingebracht wird, neigt diese zum Schrumpfen. Das darunter liegende Material verhindert eine Verformung und führt zur Entstehung von Zugeigenspannungen in der oberen Schicht und Druckeigenspannungen in den darunter liegenden Schichten. (Mercelis & Kruth 2006)

(Mercelis & Kruth 2006) untersuchten in ihren Arbeiten den Einfluss der Bauplattform und der Anzahl der Schichten auf die Eigenspannungen in einem PBF-LB-Bauteil. Die Untersuchungen zeigten, dass das Entfernen der Bauteile von der Bauplattform das Gleichgewicht der Eigenspannungen verändert. Die Eigenspannung fallen stark ab und die Bauteile verformen sich. In den Arbeiten konnte festgestellt werden, dass eine dünne Bauplattform zu höheren Eigenspannungen im Bauteil und zu einer höheren

Verformung beim Trennen des Bauteils von der Bauplattform führt. Außerdem zeigten die Untersuchungen, dass eine Erhöhung der Anzahl an Bauteilschichten mehr Eigenspannungen im Bauteil induziert. In Aufbaurichtung entstehen Zugeigenspannungen am oberen und unteren Ende des Bauteils und ein Bereich mit Druckeigenspannungen dazwischen.

(Mugwagwa, Yadroitsev & Matope 2019) untersuchten den Einfluss der Laserleistung und der Scangeschwindigkeit auf die Eigenspannungen in 1.2709 Bauteilen. Sie konnten zeigen, dass die Eigenspannungen bei höheren Laserleistungen und höheren Scangeschwindigkeiten anstiegen. Dieser Anstieg der Eigenspannung wurde durch die Erhöhung des Temperaturgradienten bei höheren Laserleistungen und die Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit bei höheren Scangeschwindigkeiten begründet. Außerdem konnten sie zeigen, dass eine hohe Porosität im Bauteil zum Abbau von Eigenspannungen dienen kann.

In ihren Arbeiten untersuchten (Şirin & Kaynak 2021) ebenfalls den Einfluss der Prozessstellgrößen Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Schichtdicke an Bauteilen aus IN718. Sie konnten zeigen, dass eine hohe Laserleistung, eine niedrige Scangeschwindigkeit und eine niedrige Schichtdicke jeweils zu höheren Verformungen im Bauteil führen. Außerdem konnten sie zeigen, dass die Durchführung eines Spannungsarmglühens die Verformung der Bauteile deutlich verringert.

Die Eigenspannungen im PBF-LB-Bauteil beeinflussen den anschließenden Fräsprozess und werden ebenfalls vom anschließenden Fräsprozess beeinflusst. (Brinksmeier & Levy et al. 2010) untersuchten die Prozessketten PBF-LB und Fräsen und PBF-LB und Schleifen an Proben aus 1.2709. Sie konnten zeigen, dass die Nachbearbeitungsprozesse Druckeigenspannungen an der Oberfläche der additiv hergestellten Proben induzieren.

2.4 Fräsen

Die additive Fertigung ermöglicht eine hohe geometrische Freiheit bei der Herstellung von Bauteilen im Vergleich zu anderen urformenden Verfahren (Gebhardt 2016). Das Fräsen gehört zu den trennenden Fertigungsverfahren und bietet ebenfalls eine hohe geometrische Freiheit durch eine mehrachsige Bearbeitung im Vergleich zu anderen spanenden Verfahren mit geometrisch bestimmter Schneide (DIN 8589-3). Durch eine fräsende Nachbearbeitung können daher Funktionsflächen endbearbeitet werden ohne die geometrische Freiheit der Bauteile stark einzuschränken.

2.4.1 Fräsarten

Beim Fräsen wird je nach Werkzeugdrehrichtung und Vorschubrichtung zwischen Gleich- und Gegenlaufräsen unterschieden. Die Kinematik des Gleich- und Gegenlaufräsen ist in Abbildung 2-9 schematisch dargestellt. Beim Gleichlaufräsen erfolgen die Schnittbewegung und die Vorschubbewegung in die gleiche Richtung. Dadurch ist der entstehende Span zu Beginn des Schnitts dick und wird im Verlauf des Schnitts dünner. Dies führt zu einer erhöhten Schnittkraft und einer erhöhten Werkzeugbelastung am Anfang des Schnitts, da die Schneide des Werkzeugs stoßartig in das Material eindringt. Beim Gegenlaufräsen erfolgen die Schnitt- und Vorschubbewegung in entgegengesetzten Richtungen. Dadurch entsteht ein zu Beginn dünner Span der im Verlauf der Schnittbewegung an Dicke zunimmt. Die Eintrittsphase beim Gegenlaufräsen ist durch eine Reib- und Quetschphase gekennzeichnet, welche zu hohen thermischen Belastungen führen kann. Dadurch sind Beeinträchtigungen der Oberflächengüte und der Werkzeugstandzeit zu erwarten (Klocke 2018; Heisel 2014).

Abbildung 2-9 zeigt, dass sowohl beim Gleich- als auch beim Gegenlaufräsen die Schneiden nicht dauerhaft im Eingriff sind. Eine Werkzeugschneide dringt immer wieder neu in das Werkzeug ein und unterliegt durch diese Schnittunterbrechungen hohen thermischen und dynamischen Wechselbeanspruchungen. Die eingesetzten Schneidstoffe müssen daher eine hohe Zähigkeit, Temperaturbeständigkeit und Kantenfestigkeit aufweisen (Klocke 2018).

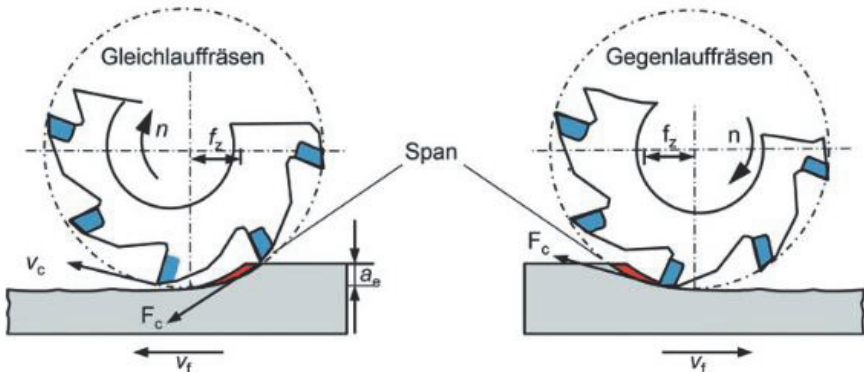


Abbildung 2-9: Schematische Darstellung des Gleich- und Gegenlaufräsens

(Klocke 2018)

Die Fräsarten sind nach (DIN 8589-3) in Plan-, Rund-, Schraub-, Wälz-, Profil- und Formfräsen eingeteilt. Das gängigste Verfahren zur Erzeugung ebener Flächen ist das Stirn-Umfangs-Planfräsen. In Abbildung 2-10 sind die Fräsverfahren beim Planfräsen dargestellt. Beim Stirn-Planfräsen sind die Schneiden der Werkzeugstirnseite im Eingriff, während beim Umfangs-Planfräsen die Schneiden am Werkzeugumfang zur Bearbeitung verwendet werden. Beim Stirn-Umfangs-Planfräsen sind beide Schneidenbereiche im Eingriff, dabei übernehmen entweder die Stirnschneiden oder die Umfangsschneiden die Hauptarbeit bei der Zerspanung (Heisel 2014).

Alle Fräsverfahren können in einem Schruppschnitt und Schlichtschnitt durchgeführt werden. Als Schruppen wird die Grobbearbeitung bezeichnet, da hier viel Material je Schnitt abgenommen wird, während beim Schlichten wenig Material abgetragen wird. Mit dem Schlichtprozess können höhere Oberflächengüten erzielt werden. Daher wird dieser Prozess oft in der Endbearbeitung eingesetzt.

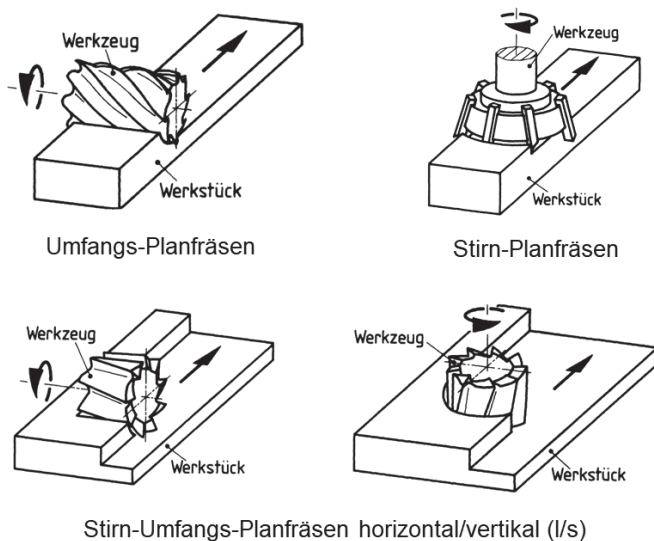


Abbildung 2-10: Fräsverfahren beim Planfräsen (DIN 8589-3)

2.4.2 Einflussgrößen beim Fräsen

In Abschnitt 2.1 wurde gezeigt, dass die Zerspanbarkeit eines Werkstücks mitunter von der Zerspankraft abhängt. Zur Bewertung der Zerspankraft kann diese in Zerspankraftkomponenten aufgeteilt werden. Die Zerspankraftkomponenten sind die Schnittkraft F_c , die Vorschubkraft F_f und die Passivkraft F_p . Diese Kraftkomponenten hängen von den Prozessstellgrößen Vorschub f , Schnittgeschwindigkeit v_c , Einstellwinkel κ_r und Schnitttiefe a_p ab. Der Einfluss dieser Prozessstellgrößen auf die Zerspankraftkomponenten ist in Abbildung 2-11 qualitativ dargestellt.

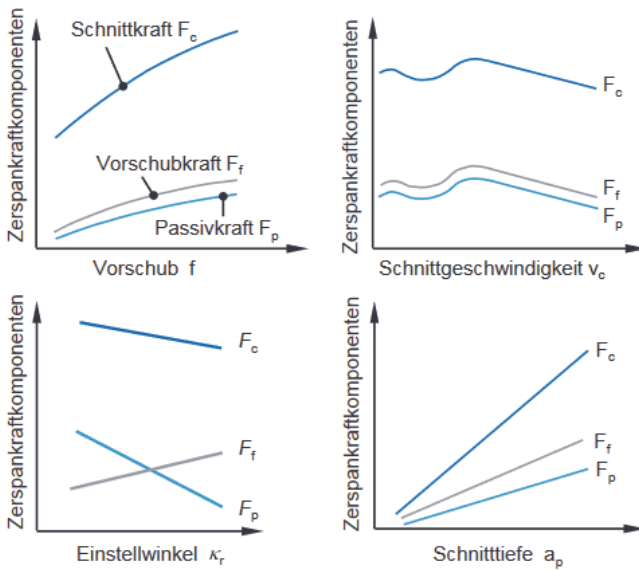


Abbildung 2-11: Abhängigkeit der Zerspankraftkomponenten von Vorschub, Schnittgeschwindigkeit, Einstellwinkel und Schnitttiefe (qualitativ) (Klocke 2018)

Abbildung 2-11 zeigt, dass die Erhöhung des Vorschubs und der Schnitttiefe zu einer Erhöhung der Kraftkomponenten führt. Dies ist durch den höheren Materialabtrag je Schnitt begründet. Der Einfluss des Vorschubs zeigt sich ebenfalls in der kinematischen Rauheit der Oberfläche nach dem Fräsen. Der unterbrochene Schnitt führt zu Vorschubmarken.

Bei steigender Schnittgeschwindigkeit steigt die Prozesstemperatur. Der Temperaturanstieg führt zu einer Abnahme der Festigkeit im Bauteil, die wiederum zu einer Abnahme der Kraftkomponenten führt (Klocke 2018).

2.5 Nachbearbeitung additiv gefertigter Bauteile

Die Zerspanbarkeit eines Werkstoffs wird von dessen Gefüge und der Oberflächengüte beeinflusst. Bauteile, die im PBF-LB-Prozess hergestellt wurden, weisen Unterschiede im Gefüge im Vergleich zu konventionell hergestellten Bauteilen auf. Im Folgenden wird der Stand der Technik zur spanenden Nachbearbeitung von PBF-LB-Bauteilen erläutert.

Unterschiede zu konventionell gefertigten Bauteilen

Das Fräsen von konventionell und additiv gefertigten Bauteilen führt zu unterschiedlichen Oberflächenrauheiten und Prozesskräften. In (Milton & Morandau et al. 2016) wurde das Planfräsen von konventionell und additiv gefertigten Ti-6Al-4V-Proben verglichen. Die additiv gefertigten Proben zeigen höhere Prozesskräfte.

(Brinksmeier & Levy et al. 2010) erstellten in ihrer Arbeit einen Vergleich zwischen geschliffenen oder gefrästen Proben aus einem konventionellen Herstellungsprozess und Proben hergestellt mit dem PBF-LB-Prozess. Dabei wurden die entstehende Oberflächenrauheit und die oberflächennahen Eigenspannungen an 1.2709-Proben untersucht. In allen Versuchspunkten zeigten die additiv gefertigten Proben nach der Bearbeitung eine höhere Oberflächenrauheit und niedrigere Druckeigenspannungen an der Oberfläche als die konventionell gefertigten Proben.

In den Arbeiten von (Götze, Zanger & Schulze 2018) und (Neuenfeldt, Zanger & Schulze 2020) wurde die Zerspanung von konventionell und additiv gefertigtem 316L, IN718 und Ti-6Al-4V verglichen. Die Untersuchungen im orthogonalen Schnitt zeigten einen Unterschied in den gemessenen Schnittkräften, Temperaturen und der erzielten Oberflächenrauheit zwischen den konventionell hergestellten und den additiv gefertigten Proben. Es konnte weiter gezeigt werden, dass alle drei Werkstoffe ein unterschiedliches Verhalten aufwiesen.

Einfluss der Aufbaurichtung

Aus dem PBF-LB-Prozess resultiert eine feine dendritische Mikrostruktur (s. Abschnitt 2.1). Diese Mikrostruktur führt zu einem anisotropen Materialverhalten (Bai & Lee et al. 2020) und beeinflusst somit auch die spanende Nachbearbeitung.

In ihrer Arbeit untersuchten (Maucher, Gutsche & Möhring 2022) den Einfluss der Aufbaurichtung bei der spanenden Nachbearbeitung von 1.2709 Bauteilen. Die Proben wurden im orthogonalen Schnitt parallel und senkrecht zur Aufbaurichtung zerspannt. Bei der Bearbeitung parallel zur Aufbaurichtung wurden durchschnittlich um 100 N höhere Prozesskräfte und um 25 µm höhere Spandicken gemessen, welche auf die Anisotropie des Materials zurückgeführt wurden.

(Götze, Zanger & Schulze 2018) führten ebenfalls orthogonale Schnittversuche durch, um den Einfluss der Aufbaurichtung auf die Bearbeitung von 316L, IN718 und Ti-6Al-4V zu untersuchen. Bei den IN718 und Ti-6Al-4V-Proben wurden unterschiedliche Prozesskräfte bei steigender Schnittgeschwindigkeit gemessen, während bei der Bearbeitung der 316L-Proben kein Einfluss der Schnittparameter zu erkennen war.

Der Einfluss der Anisotropie von additiv gefertigten Ti-6Al-4V-Bauteilen wurde von (Lizzul & Sorgato et al. 2021) untersucht. Der Einfluss der Orientierung des Bauteils während des Schlitzfräsens auf die erhaltene Oberfläche wurde betrachtet. Die unterschiedlichen Orientierungen führten zu einer vergleichbaren Oberflächenrauheit S_a und einem Unterschied in der Schiefe S_{sk} . Eine Bearbeitung parallel zur Aufbaurichtung führte in diesen Arbeiten zu einer besseren Zerspanbarkeit bei Betrachtung der Gratbildung und Spanmorphologie.

Einfluss der Wärmebehandlung

Eine Wärmebehandlung nach dem PBF-LB-Prozess verändert das Gefüge sowie die Härte und Festigkeit der Bauteile. Dieser zusätzliche Prozessschritt führt zu einer veränderten Ausgangssituation für den spanenden Nachbearbeitungsprozess.

(Neuenfeldt, Zanger & Schulze 2020) zeigten in ihren Untersuchungen, dass das Spannungsarmglühen der 316L und Ti-6Al-4V Proben die Unterschiede in der Bearbeitung von konventionell gefertigten Proben und additiv gefertigten Proben verringert.

(Fortunato & Lulaj et al. 2018) untersuchten den Einfluss unterschiedlicher Wärmebehandlungen auf die Prozesskräfte und die Oberflächenrauheit von PBF-LB-Maraging-

Stahlbauteilen. Die Oberflächenrauheit der lösungsgeglühten Bauteile und die der lösungsgeglühten und gealterten Bauteile waren nach dem Fräsprozess niedriger als die Oberflächenrauheit der Bauteile im as-built Zustand. Die lösungsgeglühten und gealterten Bauteile wiesen höhere Prozesskräfte als die as-built und die lösungsgeglühten Bauteile auf, da der Alterungsprozess zu einer höheren Härte des Materials führte.

2.6 Fazit

Der Stand der Forschung zeigt, dass einige Zusammenhänge der Bearbeitung martensitaushärtender Stähle, insbesondere der Verarbeitung von Bauteilen aus dem Werkzeugstahl 1.2709, im PBF-LB Prozess bereits bekannt sind.

Außerdem ist bekannt, dass die Gefüge eines additiv gefertigten Werkzeugstahls und eines konventionell gefertigten Werkzeugstahls sich stark unterscheiden. Das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften eines additiv gefertigten Werkzeugstahls werden maßgeblich von den Stellgrößen im PBF-LB-Prozess beeinflusst. Da das Gefüge einen Einfluss auf die Zerspanbarkeit hat, ist davon auszugehen, dass die Prozessstellgrößen des PBF-LB indirekt die Zerspanbarkeit beeinflussen. Die Prozessstellgrößen im PBF-LB beeinflussen außerdem die Verteilung der Eigenspannungen im Bauteil und sind somit maßgeblich für dessen Verhalten verantwortlich.

Im Bereich der Nachbearbeitung der PBF-LB-Bauteile existieren bereits Untersuchungen zur Wärmebehandlung und zur fräsenden Nachbearbeitung. Das Fräsen additiv gefertigter Bauteile wurde mit dem Fräsen konventionell gefertigter Bauteile verglichen. Außerdem wurde der Einfluss der Aufbaurichtung und der Wärmebehandlung auf die Prozesskräfte, die erreichbaren Oberflächengüten sowie die Verformung der Bauteile an einzelnen Beispielen untersucht.

Ein Vergleich der bisherigen Arbeiten zeigt, dass die Ergebnisse der Zerspanungsuntersuchungen bei Werkstoffen aus unterschiedlichen Werkstoffgruppen zu unterschiedlichen Ergebnissen führen. Eine Übertragbarkeit der Erkenntnisse aus der Nachbearbeitung von Bauteilen aus Ti-6Al-4V auf Bauteile aus IN718 oder 316L kann nicht erfolgen. Die Untersuchungen an Werkzeugstählen zeigen allerdings ähnliche Tendenzen und Zusammenhänge bei der Bearbeitung der unterschiedlichen Legierungen. Eine Übertragbarkeit der Ergebnisse eines martensitaushärtenden Stahls auf einen neu zu qualifizierenden martensitaushärtenden Stahl wurde noch nicht untersucht.

Der Stand der Technik zeigt, dass die PBF-LB-Stellgrößen Volumenenergiedichte, Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Spurabstand das Gefüge der Bauteile stark beeinflussen und dass das Gefüge die Prozesskräfte und die erreichbare Oberflächengüte eines zerspanend nachbearbeiteten Bauteils beeinflusst.

Der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf die fräsende Nachbearbeitung wurde aber noch nicht betrachtet. Ein Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf die zu wählende Schnittgeschwindigkeit und den zu wählenden Vorschub bei der fräsenden Nachbearbeitung wurde noch nicht untersucht. Eine Aussage über den Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen über die gesamte Prozesskette kann demnach aus dem Stand der Technik nicht erfolgen.

3 Zielsetzung und Vorgehensweise

3.1 Zielsetzung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird eine Methodik zur effizienten Prozessauslegung für neue Materialien im Bereich der additiven Fertigung vorgestellt, mit der die Prozessstellgrößen für die fräsende Nachbearbeitung in Abhängigkeit der Prozessstellgrößen beim PBF-LB-Prozess identifiziert werden können. Zunächst werden die Wirkzusammenhänge zwischen dem PBF-LB-Prozess und der fräsenden Nachbearbeitung untersucht. Analysiert werden der Einfluss des Gefügestands und der Dicke der Bauteile auf den Fräsprozess, wobei die resultierenden Prozessschwingungen und -kräfte beim Fräsen erfasst werden. Darauf basierend werden die optimalen Prozessstellgrößenbereiche für den Fräsprozess in Form von Warngrößen entsprechend der ermittelten Wirkzusammenhänge definiert und die Auswirkungen auf die Prozesskette benannt. Ziel ist es, ein Prozessfenster zur Fertigung eines Bauteils mit hoher Dichte und hoher Härte und einer niedrigen Oberflächenrauheit nach dem Fräsen zu erhalten, wobei die auftretenden Prozessschwingungen und -kräfte berücksichtigt werden sollen. Außerdem soll das Prozessfenster die Bearbeitung dünnwandiger Bauteile ermöglichen und den Verzug nach der Fräsbearbeitung minimieren.

Forschungshypothesen

Aus dem Stand der Technik können folgende Forschungshypothesen abgeleitet werden:

1. PBF-LB-Stellgrößen haben einen Einfluss auf die Prozesskräfte beim Fräsen und auf die resultierende Rauheit nach dem Fräsen.
2. Der Verzug dünnwandiger Bauteile oder Bauteilbereiche nach dem Fräsen wird durch die Wahl der PBF-LB-Stellgrößen beeinflusst.
3. Einflüsse und Tendenzen sind für martensitaushärtende Stähle gleich, dies erleichtert/beschleunigt die Prozessauslegung und die Auslegung der Prozesskette bei neuen Legierungen im Bereich der martensitaushärtenden Stähle.

3.2 Vorgehensweise

Zur Beantwortung der Forschungshypothesen besteht die Arbeit aus vier Teilen. Zuerst wird der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf die relative Dichte, die Mikrohärtigkeit, das Gefüge und die Oberflächenrauheit S_a nach dem PBF-LB-Prozess untersucht. Hierfür kann auf ein bereits breites Wissen aus vorangegangenen Arbeiten zurückgegriffen

werden. Die aus der Literatur bekannten Zusammenhänge sollen auf der Versuchsanlage reproduziert werden und ein Portfolio an Prozessstellgrößensätzen mit dazugehöriger relativer Dichte und Härte der Bauteile erstellt werden.

In einem zweiten Teil wird der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen und der Stellgrößen im Fräsprozess auf die Prozessschwingungen und -kräfte sowie die resultierende Rauheit betrachtet. In einem dritten Teil werden dünnwandige Proben mit unterschiedlichen PBF-LB-Stellgrößen untersucht und der Verzug nach der Fräsbearbeitung gemessen.

Die abgeleiteten Wirkzusammenhänge werden zum Schluss genutzt, um eine Validierung an einem zweiten Material aus der gleichen Werkstoffgruppe durchzuführen.

4 Methodik und Versuchsaufbau

In diesem Kapitel wird die Methodik beschrieben mit der die Wechselwirkungen zwischen den Prozessschritten PBF-LB und Fräsen herausgearbeitet werden. Außerdem wird das Vorgehen zur Übertragung der Ergebnisse auf einen anderen Werkstoff mit einem ähnlichen Verhalten beschrieben. Im Anschluss folgt eine Beschreibung des Versuchsaufbaus.

4.1 Methodik

Zum Aufbau des Verständnisses der Wechselwirkungen innerhalb der Prozesskette PBF-LB und Fräsen und PBF-LB, Wärmebehandlung und Fräsen, liefen die Versuche mit dem Werkstoff 1.2709 nach einem definierten Schema ab. Dieses ist in Abbildung 4-1 dargestellt. Hierbei wurde zuerst der PBF-LB-Prozess untersucht, um den Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen (Laserleistung P_L , Scangeschwindigkeit v_s und Spurbstand h_s) auf die Dichte, die Härte, das Gefüge und die Oberflächenrauheit zu bestimmen. Diese Einflüsse sind für den gewählten Werkstoff zwar zum größten Teil aus der Literatur bekannt, mussten jedoch zuerst für das verfügbare Metallpulver und die verfügbare PBF-LB-Anlage herausgearbeitet werden. Das Ergebnis dieser Variation der Prozessstellgrößen wurde genutzt, um die Sätze an PBF-LB-Stellgrößen für die fräsende Nachbearbeitung auszuwählen. Es wurden Sätze an PBF-LB-Stellgrößen gefunden, die eine stabile Prozessführung im PBF-LB-Prozess ermöglichen. Für die anschließende Durchführung der Fräsversuche wurden Sätze an PBF-LB-Stellgrößen nach den Kriterien hohe relative Dichte, hohe Härte und niedrige Oberflächenrauheit ausgewählt. Zudem wurden Versuchspunkte entsprechend eines vollfaktoriellen Versuchsplans um den Standardstellgrößensatz hinzugefügt, um Einflüsse auf den Fräsprozess, bedingt durch eine niedrige relative Dichte, besser sichtbar zu machen.

Beim Schritt „Fräsen ausgewählter PBF-LB-Stellgrößen“ wurde der Einfluss der durch den PBF-LB-Prozess entstandenen Oberflächenrauheit und des Gefüges auf den Fräsprozess und die resultierende Oberflächenrauheit nach der Zerspanung untersucht. Dadurch konnten Rückschlüsse auf den Einfluss der einzelnen PBF-LB-Stellgrößen auf den Fräsprozess gezogen werden. Außerdem wurde in diesem Schritt der Einfluss des Vorschubs pro Zahn f_z und der Schnittgeschwindigkeit v_c mitbetrachtet. Nach diesem Schritt konnten bereits Wirkzusammenhänge abgeleitet und Handlungsempfehlungen für die Qualifizierung eines neuen Werkstoffs ausgesprochen werden.

Zusätzlich wurde der Einfluss auf den Verzug bei dünnwandigen Bauteilen am Ende der Prozesskette bestimmt. Dabei wurden die gleichen PBF-LB-Stellgrößen wie für den vorherigen Schritt gewählt.

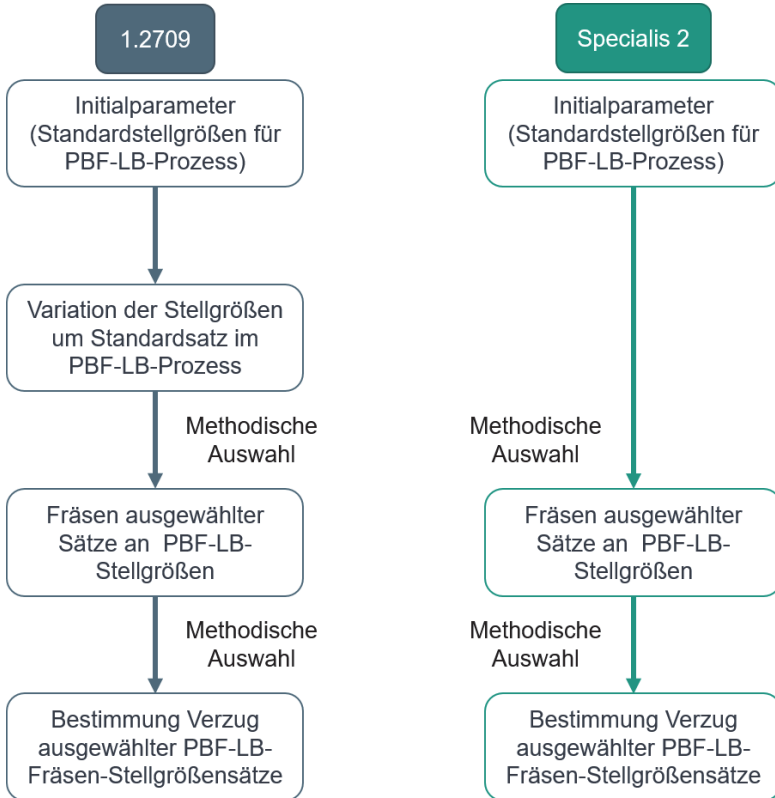


Abbildung 4-1: Methodischer Ablauf

Die abgeleiteten Handlungsempfehlungen wurden im Anschluss für die Untersuchung des Specialis® Werkstoffes (rechte Seite Abbildung 4-1) genutzt. Der martensitaushärtende Stahl Specialis® SLM Alloy 2 wurde für den PBF-LB-Prozess entwickelt und während des BMBF-Projektes HiPTSLAM für die Prozesskette Verdüsung, PBF-LB, Wärmebehandlung und anschließende fräsende Bearbeitung qualifiziert. Zusammen mit den Projektpartnern Indutherm Gießtechnologie GmbH / Blue Power Casting Systems

GmbH, Rosswag GmbH und Gühring KG wurde eine Methodik zur schnelleren Qualifizierung neuer Werkzeugstähle für die Laseradditive Fertigung entwickelt. Die in dieser Arbeit betrachtete Methodik knüpft an die Ergebnisse der Projektpartner Indutherm Gießtechnologie GmbH / Blue Power Casting Systems GmbH und Rosswag GmbH an und setzt einen bereits bekannten Standardsatz an PBF-LB-Stellgrößen voraus. Somit kann über einen Versuchsplan, der die Grenzen der prozessstabilen PBF-LB-Stellgrößen beinhaltet, bereits eine Auswahl an Sätzen an Stellgrößen für die Fräsversuche erfolgen. Die ausgewählten Stellgrößen im Fräsprozess berücksichtigen den für das gewählte Werkzeug empfohlenen Prozessstellgrößenbereich, um schnell sichere Prozessfenster für den neuen Werkstoff über die gesamte Prozesskette zu erhalten.

Für eine schnelle Werkstoffqualifizierung, welche auf unterschiedlichen Bearbeitungsanlagen und mit unterschiedlichen Werkzeugen durchgeführt werden kann, sind die benötigten Probengeometrien entsprechend zu gestalten. Die Anforderungen an die Probengeometrie aus der Methodik heraus sind:

- Skalierbarkeit in der Größe: Einsetzbarkeit für die Untersuchung an unterschiedlichen Anlagen und mit unterschiedlichen Werkzeugen
- Einfachheit: Einsetzbarkeit für einen später zu entwickelnden Schnelltest, um neue Werkstoffe, neue bzw. andere Werkzeuge und Anlagen für die Prozesskette zu qualifizieren
- Schnell messbar hinsichtlich der Zielgrößen

4.2 Untersuchte Stähle

Im Folgenden werden die Stähle vorgestellt, die in dieser Arbeit betrachtet werden.

4.2.1 Maraging 18Ni300 (1.2709)

Der Maraging 18Ni300 ist auch unter den Bezeichnungen 1.2709 oder X3NiCoMoTi18-9-5 bekannt. Es ist ein martensitaushärtender Stahl, welcher in der additiven Fertigung zu den Standardwerkstoffen gehört. Das Verhalten im PBF-LB-Prozess ist aus der Literatur sehr gut bekannt, ebenso wie das Verhalten bei der Zerspanung konventionell hergestellter 1.2709-Bauteile.

Die chemische Zusammensetzung des verwendeten Pulvers für die additive Fertigung ist in Tabelle 4-1 dargestellt.

Tabelle 4-1: Chemische Analyse des verwendeten 1.2709 Pulvers (m4p material solutions GmbH 2020)

Elemente	Fe	Ni	Co	Mo	Ti	Si	Al	Mn	Cr	C	P	S
Gew.-%	Rest	17,6	9,0	4,7	0,9	0,02	0,04	0,03	0,09	0,005	0,003	0,001

Die Pulvergrößenverteilung des in dieser Arbeit verwendeten Pulvers von der m4p material solutions GmbH ist in Tabelle 4-2 detailliert aufgeschlüsselt.

Tabelle 4-2: Pulvergrößenverteilung des verwendeten 1.2709 Pulvers (m4p material solutions GmbH 2020)

> 53 μm	> 45 μm	< 45 μm > 15 μm	< 20 μm	< 15 μm
0,83 %	3,35 %	94,64 %	21,65 %	1,18 %

Es wurden Proben mit den in Tabelle 4-9 und Tabelle 4-11 dargestellten Stellgrößen gefertigt und sowohl im as-built als auch im wärmebehandelten Zustand untersucht. Für die Wärmebehandlung wurde ein Auslagerungsprozess bei 490°C und einer Halte-dauer von 6 h gewählt. Diese entspricht der Empfehlung aus dem Datenblatt (m4p material solutions GmbH 2019) und den Erkenntnissen aus dem Stand der Technik.

Die mechanischen Eigenschaften, die mit dieser Werkstofflegierung im PBF-LB-Prozess erreicht werden können, sind in Tabelle 4-3 dargestellt.

Tabelle 4-3: Mechanische Eigenschaften 1.2709 (ROSSWAG GmbH)

Eigenschaften	Einheit	As-built	Wärmebehandelt
Zugfestigkeit R_m	MPa	1200 \pm 50	2100 \pm 50
Dehngrenze ($R_{P0,2}$)	MPa	1000 \pm 50	2000 \pm 50
Bruchdehnung (A_5)	%	12 \pm 2	5 \pm 1
E-Modul (E)	GPa	175 \pm 5	195 \pm 5
Härte	HV	355 \pm 5	610 \pm 5

4.2.2 Maraging 350 (Specialis® SLM-Alloy 2)

Der Werkzeugstahl Specialis® wird unter den Bezeichnungen 1.6356, FeNiCoMoVTiAl und Maraging 350 geführt. Im Kapitel 7 werden die Ergebnisse der Analyse des Fräsprozesses dieser neuen Stahllegierung erläutert, um die in Kapitel 5 und 6 aufgestellten Wirkzusammenhänge zu validieren. Die chemische Zusammensetzung des Stahls ist in Tabelle 4-4 aufgeführt.

Tabelle 4-4: Chemische Zusammensetzung Specialis® (Graf & Neuenfeldt et al. 2021)

Elemente	Fe	C	Ni	Co	Mo	V	Ti	Al
Massen-%	Rest	< 0,1	< 20	< 12	< 5	< 2	< 2	< 0,5

Die Partikelgrößenverteilung des verwendeten Pulvers wurde ebenfalls ermittelt und ist in Tabelle 4-5 zusammengefasst.

Tabelle 4-5: Pulvergrößenverteilung des verwendeten Specialis® Pulvers

> 53 µm	> 45 µm	< 45 µm > 15 µm	< 20 µm	< 15 µm
15,24 %	21,86 %	77,14 %	17,92 %	1,08 %

Die erreichbaren mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 4-6 dargestellt. Für die Wärmebehandlung der Proben wurde ein Auslagerungsprozess bei 495°C und einer Haltedauer von 8 h gewählt, gemäß der Ergebnisse aus dem BMBF Projekt HiPTSLAM.

Tabelle 4-6: Mechanische Eigenschaften Specialis® (ROSSWAG GmbH)

Eigenschaften	Einheit	As-built	Wärmebehandelt
Zugfestigkeit R_m	MPa	1145 ± 11	2135 ± 60
Dehngrenze ($R_{P0,2}$)	MPa	756 ± 14	-
Bruchdehnung (A_5)	%	13,7 ± 0,7	1,5 ± 0,2
Härte	HV	339 ± 5	725 ± 10

4.3 Selektives Laserstrahlschmelzen

In diesem Absatz wird die Vorgehensweise bei der Probenherstellung sowie der Untersuchung der Wirkzusammenhänge aus dem PBF-LB-Prozess an der Versuchsanlage vorgestellt.

4.3.1 Additive Fertigung

Die Versuche zum PBF-LB-Prozess wurden auf einer SLM 280HL von der SLM Solutions GmbH durchgeführt (siehe Abbildung 4-2).

Ziel dieser Versuche ist es, die bekannten Abhängigkeiten der Prozessstellgrößen auf der zur Verfügung stehenden Anlage nachzubilden und die erreichbaren Dichten, Gefügestrukturen, Härten und Oberflächenqualitäten zu ermitteln.



Abbildung 4-2: Verwendete Versuchsanlage SLM 280HL (Photo KIT/Breig)

Es wurden Variationen an Prozessstellgrößen bei der additiven Fertigung von Würfeln mit einer Kantenlänge von 10 mm durchgeführt. Die Probe wurde wie in Abbildung 4-3 a) dargestellt in zwei Bereiche unterteilt. Die zwei Bereiche wurden mit unterschiedlichen Rotationswinkeln gefertigt. Der Rotationswinkel definiert die Verdrehung der Schichten zueinander. Ein Rotationswinkel von 90° ist in Abbildung 4-3 b) gezeigt. Der untere Bereich der Probe wurde mit dem Rotationswinkel aus dem Standardstellgrößenatz gefertigt. Dieser beträgt 67° . Der obere Bereich der Probe wurde mit einem Rotationswinkel von 90° gefertigt, um bei der Analyse der Mikrostruktur den Einfluss der variierten Prozessstellgrößen auf das Schmelzbad besser sichtbar zu machen.

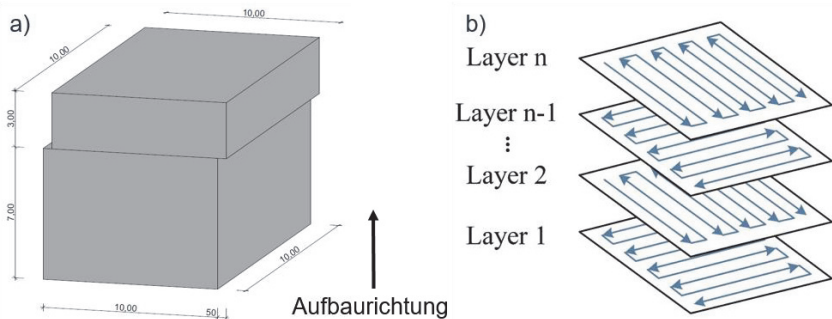


Abbildung 4-3: a) Probenwürfel für die Variation der Prozessstellgrößen im PBF-LB-Prozess (A_Kramer 2020), b) Scanstrategie beim PBF-LB-Prozess mit einem Rotationswinkel von 90° nach (Otto & Brøtan et al. 2021)

Es wurde die Laserleistung, die Scangeschwindigkeit und der Spurbstand variiert, da diese maßgeblich die Volumenenergiedichte beeinflussen. Sie können innerhalb eines Baujobs variiert werden. Die Schichtdicke, die Inertgasführung und das verwendete Pulver bleiben konstant. Die Auswahl der Werte für die Stellgrößen erfolgte beginnend vom Standardsatz an Stellgrößen, welcher durch die SLM Solutions GmbH als Optimum bezüglich geforderter Werkstückeigenschaften und schneller und zuverlässiger Fertigung zur Verfügung gestellt wurde. Für eine Schichtdicke von $50\ \mu\text{m}$ wurden die Prozessstellgrößen wie folgt gewählt:

- Laserleistung: 250 W,
- Scangeschwindigkeit: 850 mm/s,
- Spurbstand: $100\ \mu\text{m}$.

Um den Versuchsraum einzuschränken und sinnvolle Stellgrößenbereiche zu untersuchen, wurden weitere Stellgrößenwerte aus der Literatur herangezogen. Die hierdurch erhaltenen Bereiche und die ausgewählten Werte für die in dieser Arbeit betrachteten Versuche sind der Tabelle 4-7 zu entnehmen. Es wurden je Satz an Stellgrößen zwei Würfel gefertigt.

Tabelle 4-7: Definition der Faktorstufen für die Parameterstudie (A_Kramer 2020)

	Laserleistung P _L in W	Scangeschwin- digkeit v _s in mm/s	Spurabstand h _s in µm	Schichtdicke in µm
Literaturwerte	100 – 375	300 – 1500	50 – 150	20 – 60
Werte des Versuchs- plans	100, 200, 250, 300, 350, 400	450, 650, 850, 1050, 1250	50, 75, 100, 125, 150	50

Die Probenwürfel, welche mit den Stellgrößen aus der Tabelle 4-7 erstellt wurden, wurden im Anschluss bezüglich Topografie-, Härte- und Dichtemessungen, sowie erreichter Gefügestruktur untersucht. Die Ergebnisse wurden in einer Stellgrößenbibliothek zusammengefügt. Diese Bibliothek bildet die Grundlage für die Auswahl der PBF-LB-Stellgrößen für die Fräsversuche in den folgenden Kapiteln.

4.3.2 Wärmebehandlung

Alle untersuchten Sätze an Stellgrößen wurden im as-built-Zustand und im wärmebehandelten Zustand betrachtet. Da der Wärmebehandlungsprozess und der Einfluss unterschiedlicher Wärmebehandlungen nicht Gegenstand dieser Arbeit sind, wurde ein gängiger, aus der Literatur bekannter Wärmebehandlungsprozess gewählt. Um einen Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf den nachfolgenden Fräsprozess zu untersuchen, sollte das durch die additive Fertigung entstandene Gefüge erhalten bleiben. Daher wurde der vom Hersteller des Metallpulvers empfohlene, Auslagerungsprozess gewählt. Hierbei wurde mit 20 °C/min auf 490 °C erwärmt, diese Temperatur für 6 h gehalten und mit 20 °C/min im Ofen abgekühlt. Dies fand in einer Argon-Atmosphäre statt, um ein Aufkohlen der Randschicht zu vermeiden. Die Wärmebehandlung wurde in einem GLO Entbinderungs-ofen der Firma Carbolite-Gero durchgeführt.

Die additiv gefertigten und anschließend ausgelagerten Proben werden als „wärmebehandelte Proben“ bezeichnet und die additiv gefertigten Proben ohne anschließendem Wärmebehandlungsprozess als „as-built Proben“.

4.3.3 Oberflächenanalyse

In der Oberflächenanalyse sollte die übergeordnete Struktur und Rauheit der Oberfläche untersucht werden. Das Ziel der Oberflächenanalyse ist es, aus dem Rauheitsprofil den Wert für die mittlere arithmetische Höhe S_a und den Wert für die maximale Höhe S_z zu ermitteln. Die Messungen der Oberflächen wurden bei allen Proben an den Upskin-Flächen an jeweils drei Punkten durchgeführt. Zudem wurden stichprobenartig die Seitenflächen der Proben vermessen. Dort ist die Messung aufgrund der hohen Rauheit sehr zeitaufwändig.

Die Oberflächen wurden an einem konfokalen Mikroskop μ Surf Custom der NanoFocus AG vermessen. Hierbei wurde ein Objektiv mit 20x Vergrößerung und einer numerischen Apertur von 0,6 bei einem Arbeitsabstand von 0,9 mm verwendet. Die Maße der Messfläche betragen $800\ \mu\text{m} \times 800\ \mu\text{m}$ und ermöglichten die Oberflächenanalyse über mehrere Laserspuren. Die laterale Auflösung von $0,8\ \mu\text{m}$ und die horizontale Auflösung von 4 nm waren ausreichend, um die Oberflächenrauheit darstellen zu können. Bei der Auswertung wurde ein Gaußfilter nach (DIN EN ISO 16610-61) mit einer Grenzwellenlänge $\lambda_c = 80\ \mu\text{m}$ verwendet.

4.3.4 Härte

Nach der Oberflächenanalyse erfolgte an den eingebetteten Proben eine Härtemessung nach Vickers mit einer Last von 100 g und einer Haltezeit von 10 s entsprechend (DIN EN ISO 6507-1). Es wurden je Satz an Stellgrößen fünf Einzelmessungen durchgeführt, um die Mikrohärtigkeit der jeweiligen Proben zu bestimmen. Hierzu wurde ein Härteprüfgerät der Firma Qness mit einem Eindringkörper aus Diamant verwendet. Der pyramidenförmige Eindringkörper hatte einen Öffnungswinkel von $\alpha = 136^\circ$ und eine quadratische Grundfläche.

4.3.5 Gefügestruktur

Zur Analyse der Gefügestruktur wurden die Proben mit einem Zwei-Komponenten-Harz eingebettet und geschliffen. Die Proben wurden mit der Seitenfläche nach unten eingebettet, um einen Schliff entlang der Aufbaurichtung zu erhalten. So konnten die Charakteristiken im Gefüge besser erkannt werden. Das Schleifen und Polieren der Proben erfolgte an einer halbautomatischen Schleifmaschine PowerPro mit Zentraldruck von Bühler. Die Probenpräparation erfolgte nach den Bearbeitungsschritten und den gewählten Maschineneinstellungen, welche in Tabelle 4-8 aufgeführt sind.

Um die Gefügestruktur untersuchen zu können, wurden die eingebetteten und geschliffenen Proben mittels Nital geätzt. Hierbei wurde ein 2 %-iges Nital verwendet, welches gut geeignet ist, um bei Proben aus 1.2709 Feingefügestrukturen sichtbar zu machen (Schiebold 2019). Die optimale Ätzzeit für die as-built Proben lag bei 90 s und für die wärmebehandelten Proben bei 7 s.

Tabelle 4-8: Bearbeitungsschritte für die Probenpräparation und entsprechende Maschineneinstellungen zur Gefügeuntersuchung (A_Kramer 2020)

	Körnung	Anpresskraft	UZ Teller (gegen UZS)	UZ Probenhalter (im UZS)	Dauer	Wasserspülung
Material abtragen	P80	20 N	200 rpm	60 rpm	2 min	Ja
Schleifen	P120 – P2500	15 N	200 rpm	60 rpm	2 min	Ja
Polieren	6 µm, 3 µm	20 N	150 rpm	60 rpm	5 min	Nein
OPS	-	20 N	130 rpm	60 rpm	3 min	Ja/Nein

Die präparierten Proben wurden unter einem Auflichtmikroskop hinsichtlich der Orientierung der Körner, der Korngrenzen, der Größe und Anordnung der Schmelzbadspuren aus dem PBF-LB-Prozess, Ausscheidungen und der Orientierung einzelner Bereiche von Martensitdendriten analysiert und bewertet.

4.3.6 Relative Dichte

Die relative Dichte der Probe wurde über Mikroskopaufnahmen der eingebetteten und polierten Proben gemessen, um neben der Dichtemessung die Porenform und -größe analysieren zu können. Diese Messung wurde vor dem Ätzen der Proben am Lichtmikroskop durchgeführt und je Satz an PBF-LB-Stellgrößen wurden drei Graustufenbilder der Schnittfläche erzeugt. Diese Bilder wurden anschließend unter Verwendung der Software ImageJ zu schwarz-weiß Bildern konvertiert, um über die Anzahl der schwarzen Pixel im Vergleich zu der Gesamtpixelzahl des Bildes die Porosität der Probe in % bestimmen zu können. Die relative Dichte der Probe entspricht der Differenz von 100 % und dem Wert der Porosität der Probe in %.

4.4 Fräsende Nachbearbeitung

Zur Untersuchung der fräsenden Nachbearbeitung von additiv gefertigten Bauteilen wird die Arbeit in zwei Untersuchungsfelder aufgeteilt. In einem ersten Schritt soll der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf die Prozesskräfte und die zu erreichenden Oberflächenrauheiten untersucht werden. In einem zweiten Schritt soll der durch die fräsende Nachbearbeitung induzierte Verzug auf dünnwandige Bauteile untersucht werden, und zwar in Abhängigkeit von der Laserleistung, der Schnittgeschwindigkeit und dem Spurabstand im PBF-LB-Prozess sowie in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit, dem Vorschub pro Zahn und der Zustellung im Fräsprozess.

In beiden Teilen der Untersuchungen wird ein Schlichtprozess betrachtet, da der PBF-LB-Prozess eine endkonturnahe Fertigung der Bauteile ermöglicht und somit keine großen Spanvolumina erwartet werden. Zur Eingrenzung des Versuchsplans werden alle Versuche im Gleichlaufräsen durchgeführt.

4.4.1 Variation der Prozessstellgrößen beim Gleichlaufräsen

Im ersten Schritt soll der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Spurabstand sowie der Stellgrößen aus dem Fräsprozess Schnittgeschwindigkeit und Vorschub pro Zahn auf die Prozesskräfte und die zu erreichende Oberflächenqualität beim Fräsen additiv gefertigter Stahlbauteile ermittelt werden.

Probengeometrie

Die Probengeometrie soll eine Untersuchung unterschiedlicher Randschicht- und Gefügestände aus dem PBF-LB-Prozess ermöglichen. Aus der Literatur ist bekannt, dass es bei unterschiedlichen Wandstärken zu unterschiedlichen Gefügestrukturen bei gleichen PBF-LB-Stellgrößen kommen kann. Die Wärmeabfuhr während des Prozesses wird maßgeblich von den Stützstrukturen, dem Pulverbett und den bereits belichteten Bereichen des Bauteils beeinflusst. Wenn die zu belichtenden Bereiche im Pulverbett geringer werden, reduziert dies die Belichtungszeit pro Schicht. Die bereits hergestellten Bauteilbereiche haben weniger Zeit zum Abkühlen, da die Erzeugung der nächsten Schicht schneller erfolgt. Bei Bauteilen mit geringeren Wandstärken kann dies zu einer Wärmeakkumulation während des PBF-LB-Prozesses führen. Diese zwei Effekte können zu unterschiedlichen Gefügestrukturen und Materialeigenschaften im Bauteil oder Bauteilbereich führen. Um diese Effekte zu untersuchen und deren Einfluss

auf die fräsende Nachbearbeitung zu beleuchten, ist eine mögliche Probengeometrie in Abbildung 4-4 a) dargestellt.

Einen weiteren Einfluss auf den nachfolgenden Fräsprozess haben die Randschichten der additiv hergestellten Bauteile. Zu betrachten sind die in Abbildung 4-4 b) dargestellten Flächen: Upskin, Downskin und die Randflächen. Die unterschiedliche Oberflächenrauheit dieser Flächen führt zu unterschiedlichen Eingriffsbedingungen an der Schneide und beeinflusst so die Prozesskräfte und die zu erreichende Oberflächenqualität. In Abbildung 4-4 c) ist eine abgestufte Probengeometrie mit einem Neigungswinkel dargestellt, bei der die Möglichkeit besteht, beide Einflussgrößen zu kombinieren.

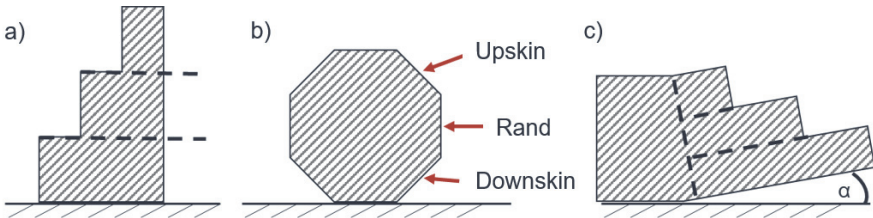


Abbildung 4-4: Schematische Darstellung der Probengeometrie für die Fräsversuche
a) mit unterschiedlichen Wandstärken, b) mit unterschiedlichen Randschichtzuständen und c) mit einem Neigungswinkel α .

Aus den erläuterten Überlegungen ist eine Treppenstufengeometrie, wie in Abbildung 4-5, zur Durchführung der Fräsversuche entstanden. Diese ermöglicht eine Betrachtung möglicher Gefügeunterschiede bei gleichen PBF-LB-Stellgrößen durch die unterschiedlichen Wandstärken von der oberen zur unteren Stufe und eine Betrachtung des Einflusses von Schwingungen auf den Fräsprozess aufgrund der Auskrägung, da die Stufen unterschiedliche Abstände zur Einspannung im Versuchsaufbau haben. Die eingebrachten Nuten zwischen den Stufen der Probe ermöglichen eine getrennte Betrachtung des Stirn- und Umfangsfräsens (s. Abbildung 4-5 b)).

Die Proben in Abbildung 4-5 wurden mit einem konstanten Satz an Stellgrößen gefräst, da hier dezidiert der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf das Fräsen untersucht wurde.

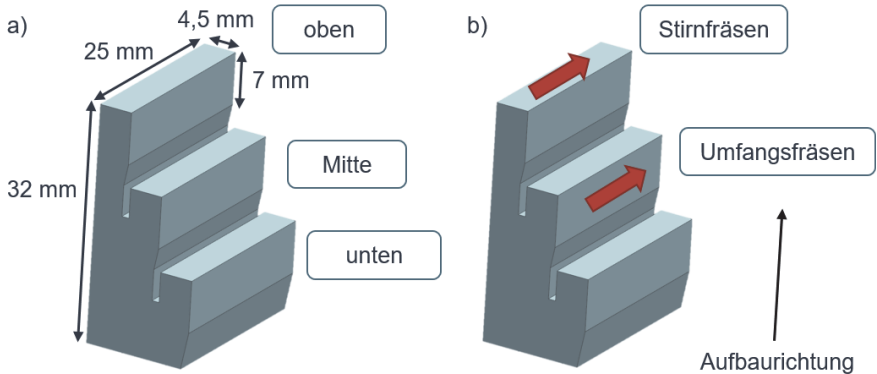


Abbildung 4-5: Darstellung der Treppenstufengeometrie mit a) dem oberen, mittleren und unteren Bereich und b) der Unterteilung in Stirn- und Umfangsfräsen.

Zur Untersuchung des Einflusses der Stellgrößen im Fräsprozess Schnittgeschwindigkeit v_c und Vorschub pro Zahn f_z wurde die in Abbildung 4-6 dargestellte Probengeometrie gewählt. Diese Geometrie wurde von der in Abbildung 4-5 vorgestellten Probengeometrie abgeleitet und ermöglicht ebenso eine getrennte Betrachtung des Stirn- und Umfangfräsens. Außerdem können hier an einer Probe zwei unterschiedliche Sätze an Frässtellgrößen untersucht werden. Dies verringerte den Aufwand in der Probenherstellung und ermöglichte es eine Variation der Stellgrößen mit Proben aus einem Baujob, bzw. auf einer Bauplatzform, durchzuführen.

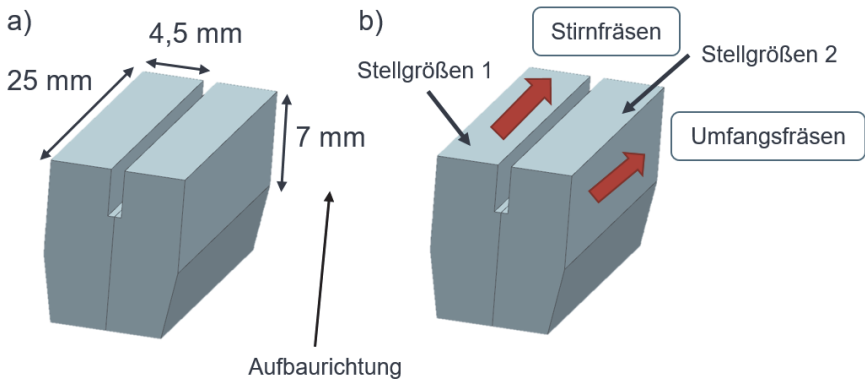


Abbildung 4-6: Darstellung der Probengeometrie zur Untersuchung von zwei unterschiedlichen Stellgrößen im Fräsprozess.

Versuchsaufbau

Die Probenfertigung erfolgte auf einer SLM 280HL von der SLM Solutions GmbH. Alle Fräsversuche wurden an einer 3-Achs-Fräsmaschine vom Typ Heller MC16 durchgeführt. Die Proben wurden auf einer Kraftmessplattform befestigt, welche mit dem Tisch des Bearbeitungszentrums verbunden war. Bei der Kraftmessplattform handelte es sich um ein Mehrkomponenten-Dynamometer Typ 9255C der KISTLER Gruppe. Zur Durchführung der Versuche wurden 4-schneidige Ratiofräser RF100H der Gühring KG verwendet. Zusätzlich zur Kraftmessung wurden die akustischen Emissionen des Prozesses gemessen. In der ersten Versuchsreihe mit den in Tabelle 4-9 beschriebenen Versuchen wurde das Mikrofon eines SAMSUNG Galaxy S7 verwendet. Bei der Durchführung der darauf folgenden Versuche (Tabelle 4-11) wurde ein ECM8000 Messmikrofon der Firma Behringer verwendet. Der gesamte Versuchsaufbau ist in Abbildung 4-7 dargestellt.

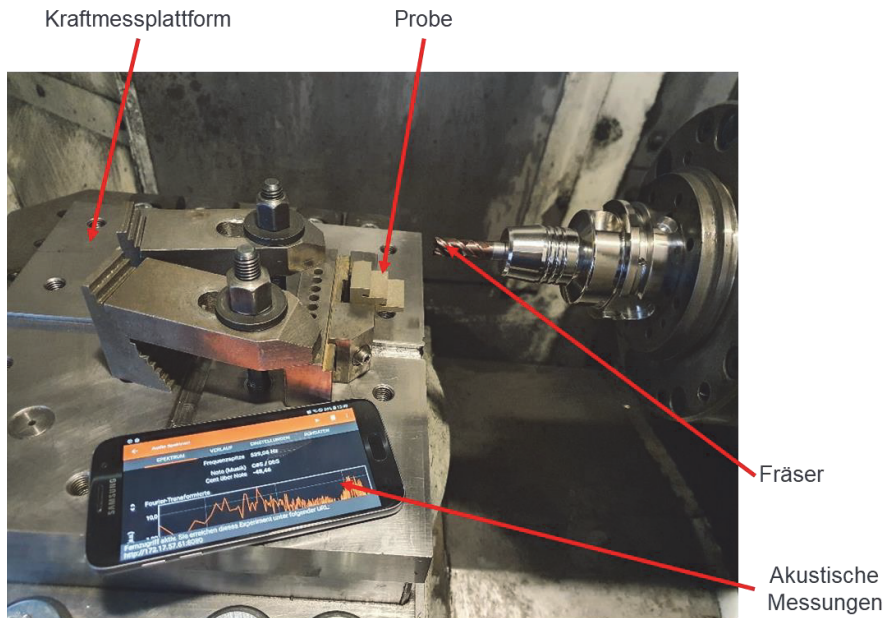


Abbildung 4-7: Versuchsaufbau zur Durchführung der Variation der Prozessstellgrößen im Gleichlaufräsen

Die Fräsversuche wurden an allen ausgewählten PBF-LB-Stellgrößen durchgeführt (vgl. Tabelle 4-9). Hierbei wurde ein teilfaktorieller Versuchsplan gewählt und die Prozessgrößen Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Spurbabstand in jeweils vier Schritten variiert. Die Proben wurden anhand der Probengeometrie aus der Abbildung 4-6 auf der SLM 280 HL acht Mal gefertigt. Die eine Hälfte der Proben wurde direkt nach dem PBF-LB-Prozess zerspannt, während die zweite Hälfte, wie im vorherigen Abschnitt beschrieben, wärmebehandelt wurde. Der in Tabelle 4-9 fett markierte Satz an PBF-LB-Stellgrößen ist der Standardsatz an Stellgrößen des Maschinenherstellers für den Werkstoff 1.2709. Mit diesem Satz an PBF-LB-Stellgrößen wurden außerdem Treppenstufenproben (Abbildung 4-5) gefertigt, welche ebenfalls im as-built und wärmebehandelten Zustand im Fräsprozess untersucht wurden. Die Versuche wurden je Kombination der PBF-LB-Stellgrößen und Frässtellgrößen drei Mal durchgeführt.

Tabelle 4-9: PBF-LB-Stellgrößen für die Fräsversuche an 1.2709 der ersten Versuchsreihe

Laserleistung P_L in W	Scangeschwindigkeit v_s in mm/s	Spurabstand h_s in μm	Volumenenergiedichte E_v in J/mm^3
100	600	100	33
200	400	100	100
200	600	60	111
200	600	90	74
200	600	100	67
200	600	120	56
200	700	100	57
200	1000	100	40
250	600	100	83
250	850	100	59
400	600	100	133

Für die Fräsversuche wurden die Schnittgeschwindigkeit v_c und der Vorschub pro Zahn f_z variiert, da diese die Prozesskräfte, Prozessschwingungen und die erreichbare Oberflächenqualität maßgeblich beeinflussen (Heisel 2014). Der Einfluss der Schnitttiefe wurde in diesen Fräsversuchen nicht untersucht, da es sich um einen Schlichtprozess mit geringer Schnitttiefe handelt. Für die Versuche im Stirn- und im Umfangsfräsen wurde eine konstante Schnitttiefe von 0,1 mm gewählt.

Für die Fräsversuche wurde ein zentral zusammengesetzter Versuchsplan erstellt. Die empfohlenen Stellgrößen des Fräserherstellers wurden hierbei berücksichtigt, sodass der Mittelpunkt des Versuchsplans die Mittelwerte der angegebenen Bereiche darstellt und die Ecken des Versuchsplans die Grenzwerte des durch den Hersteller empfohlenen Bereichs abbilden. Diese Vorgehensweise wurde gewählt, um einen hohen Verschleiß am Fräser zu vermeiden und somit einen Einfluss des Werkzeugverschleißes auf die Ergebnisse zu minimieren und in der Auswertung vernachlässigen zu können. Die gewählten Stellgrößen sind in Tabelle 4-10 aufgeführt.

Tabelle 4-10: Gewählte Stellgrößen für das Stirn- und Umfangsfräsen der 1.2709-Proben

Schnittgeschwindigkeit v_c in m/min	Vorschub f_z in mm/Zahn
80	0,022
80	0,032
100	0,027
120	0,022
120	0,032

In einer ersten Versuchsreihe wurde jede Probe einmal im Stirnfräsen und im Umfangsfräsen bearbeitet. Um zu gewährleisten, dass die Zustellung konstant war und die Untersuchung des Fräsprozesses nicht im Randgefüge der additiv gefertigten Proben erfolgte, wurde bei jeder Probe zunächst ein Überfräsen mit einer Zustellung von 0,3 mm vorgenommen, bevor der Messschnitt erfolgte.

In einer zweiten Versuchsreihe wurden Stellgrößen mit einer besonders hohen Dichte und Härte aus den Ergebnissen der Parameterstudie zum PBF-LB-Prozess (s. Kapitel 5) verwendet und im gleichen Wärmebehandlungszustand und mit den gleichen Prozessstellgrößen wie in der ersten Versuchsreihe nachbearbeitet. Die gewählten PBF-LB-Stellgrößen sind in Tabelle 4-11 dargestellt.

Tabelle 4-11: PBF-LB-Stellgrößen für die Fräsversuche an 1.2709 der zweiten Versuchsreihe

Laserleistung P_L in W	Scangeschwindigkeit v_s in mm/s	Spurabstand h_s in μm	Volumenenergiedichte E_V in J/mm^3
250	850	100	59
303	450	150	90
350	450	150	104
350	850	100	82
400	450	148,1	120
400	450	150	119
400	592	150	90
400	650	125	98
400	850	100	94
400	1066	50	150
400	1250	53,3	120
400	1250	71,1	90
400	1250	106,7	60

Zur Validierung der aufgestellten Wirkzusammenhänge wurden die Versuche ebenfalls am Specialis® durchgeführt. Zur Durchführung der Fräsversuche wurden Treppenstufenproben (s. Abbildung 4-5) mit zehn unterschiedlichen Sätzen an Stellgrößen gefertigt. Die Wahl der Stellgrößen erfolgte mittels eines CCD-Versuchsplans um den Standardstellgrößen und sind in Tabelle 4-12 zusammengefasst. Der Spurbstand und die Schichtdicke wurden nicht variiert. In beiden Fällen wurden die Standardstellgrößen $h_s = 120 \mu\text{m}$ und $l_s = 30 \mu\text{m}$ gewählt. Der aus (Graf & Neuenfeldt et al. 2021) ermittelte Standardstellgrößen für Specialis® ist in Tabelle 4-12 fett hervorgehoben.

Tabelle 4-12: PBF-LB-Stellgrößen für die Fräsversuche am Specialis®

	Volumenenergiedichte E_V in J/mm^3	Laserleistung P_L in W	Scangeschwindigkeit v_s in mm/s
A	69	200	800
B	134	250	517
C	93	200	600
D	139	300	600
E	63	180	800
F	87	250	800
G	111	320	800
H	56	200	1000
I	83	300	1000
J	64	250	1083

Die Fräsversuche am Specialis®-Werkstoff wurden mit den in Tabelle 4-13 aufgeführten Stellgrößen durchgeführt. Die Zustellung wurde bei den Versuchen nicht variiert. Es wurde zuerst ein Schnitt mit $a_p = 0,3 \text{ mm}$ durchgeführt und anschließend mit $a_p = 0,1 \text{ mm}$ geschlichtet.

Tabelle 4-13: Gewählte Stellgrößen im Fräsprozess der Specialis®-Proben

Schnittgeschwindigkeit v_c in m/min	Vorschub f_z in mm/Zahn
80	0,022
80	0,032
120	0,022
120	0,032

Alle Versuchspunkte wurden dreimal jeweils im as-built sowie wärmebehandelten Zustand durchgeführt.

4.4.2 Verzugsuntersuchungen beim Gleichlaufräsen

In einem letzten Schritt wurde der Verzug nach dem Fräsen untersucht. Hierbei wurde der Verzug ohne Fräsbearbeitung mit dem Verzug nach einer fräsenden Bearbeitung an den additiv gefertigten Proben verglichen, um die Stellgrößen für eine verzugsarme Prozesskette festzulegen.

Probengeometrie

Entsprechend der Ergebnisse aus dem Stand der Technik, wird ein höherer Verzug bei dünnwandigen Bauteilen vermutet. Dünnwandige Bauteile werden meistens mit der Bauteilhöhe in Aufbaurichtung aufgebaut, um zum einen mehr Bauteile auf einer Bauplattform platzieren zu können, zum anderen um den Energieeintrag in das Bauteil zu verringern und so ein Lösen der Bauteile von den Stützstrukturen während des Baujobs durch zu viel Wärmeenergie zu vermeiden.

Zur Ermittlung des Verzugs während des PBF-LB-Prozess werden häufig Cantilever eingesetzt, welche wie in Abbildung 4-8 aufgebaut werden. Diese werden nach dem Baujob an den Stützstrukturen (Erodierpfad) aufgetrennt, um anschließend den Verzug des ausragenden Bereichs zu messen. Diese Methode wird u.a. angewandt, um Prozesssimulationen zu kalibrieren (Baere & Moshiri et al. 2022). Mit dieser Probe ist allerdings nur der thermisch induzierte Verzug dünnwandiger Bereiche in der XY-Ebene des Bauteils quantifizierbar.

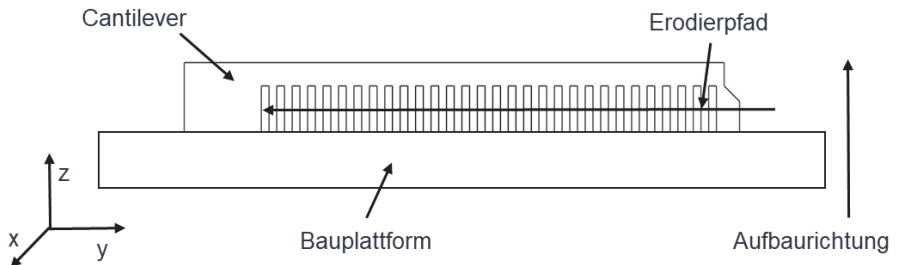


Abbildung 4-8: Schematische Darstellung eines Cantilevers auf einer Bauplattform mit eingezeichnetem Trennpfad

Um den Verzug an dünnwandigen Bauteilen, welche senkrecht zur Bauplattform gefertigt werden, zu ermitteln, wurde daher in Analogie zur Cantilevergeometrie eine Probengeometrie entwickelt. Diese Probengeometrie wurde wie in Abbildung 4-9 im PBF-

LB-Prozess gefertigt und im Anschluss von der Bauplattform getrennt. Die in Abbildung 4-9 markierte Fläche wurde gefräst und im Anschluss wurde die Stützstruktur mittels eines Erodierprozesses getrennt.

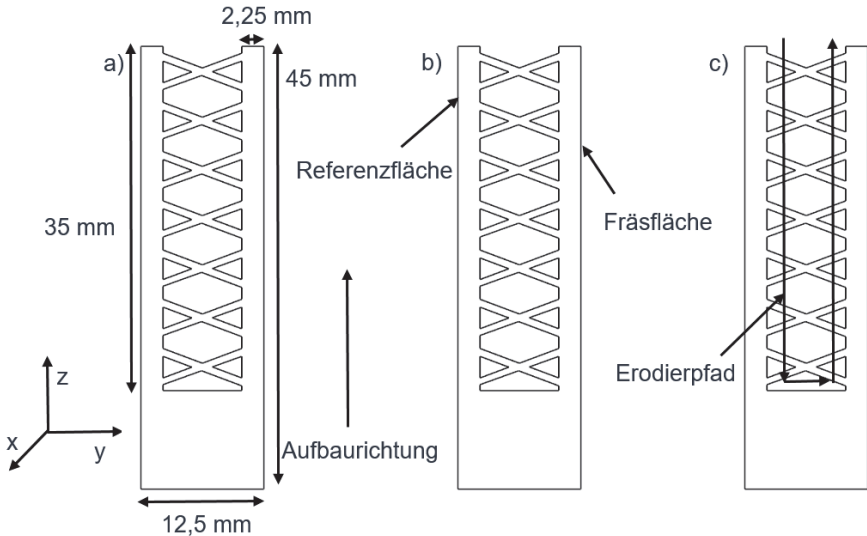


Abbildung 4-9: Schematische Darstellungen der Verzugprobe für die Prozessabfolge PBF-LB, Fräsen, Erodieren. a) Darstellung der Aufbaurichtung und Lage im Koordinatensystem der SLM 280HL, b) Bezeichnung der Flächen für den anschließenden Fräsprozess, c) Darstellung des Erodierpfades für die abschließende Trennung der Stützstruktur

Versuchsaufbau

Die Versuche wurden ebenfalls auf einer Heller MC16 durchgeführt. Die Proben wurden wie in den Versuchen zuvor auf einer Kraftmessplattform von KISTLER befestigt und für die Luftschallmessungen wurde das Messmikrofon in einem Abstand von ca. 50 mm zur Probe platziert. Ein Bild des Versuchsaufbaus zeigt Abbildung 4-10.

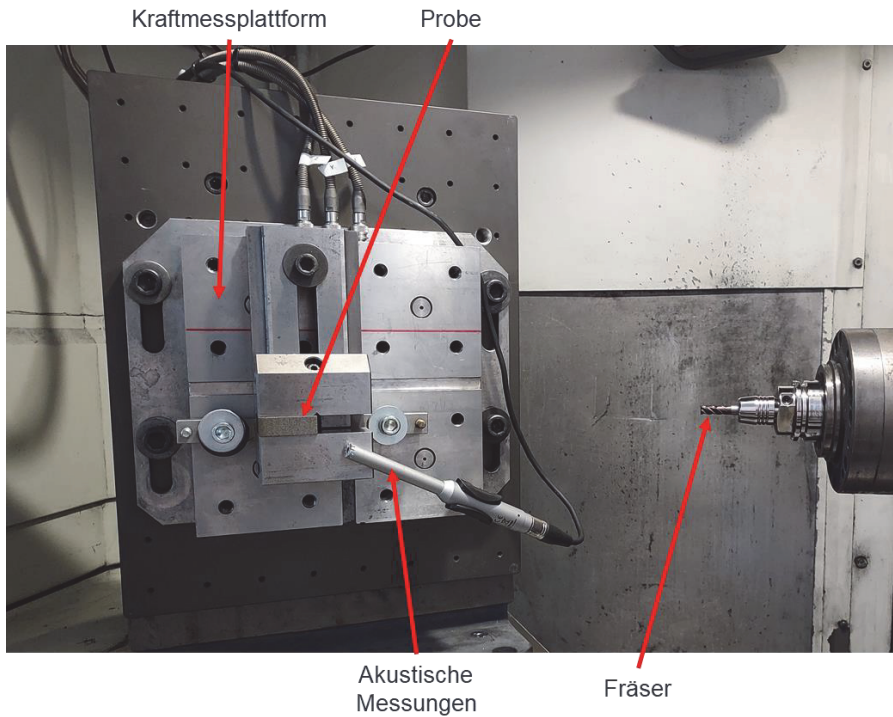


Abbildung 4-10: Versuchsaufbau zum Fräsen der Verzugsproben auf einer Heller MC16

Für diese Versuche wurden Sätze an PBF-LB-Stellgrößen gewählt, welche zu einer hohen relativen Dichte der Bauteile und einer niedrigen Oberflächenrauheit nach dem Fräsen führen. Die Stellgrößen sind in der Tabelle 4-14 dargestellt, wobei der fett markierte Satz dem Standardsatz an Stellgrößen des Maschinenherstellers entspricht.

Tabelle 4-14: Gewählte PBF-LB-Stellgrößen für die Verzugsuntersuchung beim Fräsen von 1.2709

Laserleistung P_L in W	Scangeschwindigkeit v_s in mm/s	Spurabstand h_s in μm	Volumenenergie- dichte E_V in J/mm^3
250	450	100	111
250	850	100	59
303	450	150	90
350	450	150	104
350	850	100	82
400	450	150	119
400	850	100	94
400	1250	53,3	120
400	1250	106,7	60

Die Versuche zur Untersuchung des Verzugs nach dem Fräsen sind ebenfalls zweigeteilt. Im ersten Schritt wurden die Verzugsproben mit den PBF-LB-Stellgrößen aus der Tabelle 4-14 an der in Abbildung 4-9 dargestellten Fläche gefräst. Die Stellgrößen im Fräsprozess entsprechen denen aus den vorherigen Fräsversuchen und sind in Tabelle 4-10 dargestellt. Alle Proben wurden mit der gleichen Zustellung bearbeitet. Es wurde zuerst ein Vorschnitt, mit einer Zustellung von 0,3 mm, und anschließend ein Messschnitt mit einer Zustellung von 0,1 mm durchgeführt.

In einem zweiten Schritt wurden Proben mit dem Standardstellgrößensatz für den PBF-LB-Prozess gefertigt und im Anschluss mit unterschiedlichen Zustellstrategien und ohne Vorschnitt gefräst. Das Trennen von Material verändert die Eigenspannungen im Bauteil und kann somit zu einem niedrigeren oder höheren Verzug als ohne Nachbearbeitung führen. (Brinksmeier & Levy et al. 2010) zeigten in ihren Untersuchungen, dass die fräsende Nachbearbeitung Druckeigenspannungen in der bearbeiteten Oberfläche induziert. Eine hohe Zustellung führt dabei zu einem hohen Krafteintrag in das Bauteil und induziert somit mehr Druckeigenspannungen. Die Variation der Zustellstrategie soll den Einfluss einer Ein-Schnitt- und einer Mehr-Schnitt-Strategie auf den Verzug bei in Summe gleicher Materialabnahme untersuchen. Die Zustellstrategien sind in Tabelle 4-15 dargestellt und variieren von einer Ein-Schnitt-Strategie zu einer Drei-Schnitt-Strategie. Die Schnittgeschwindigkeit und der Vorschub wurden konstant gehalten. Es wurde für alle Versuche eine Schnittgeschwindigkeit $v_c = 100$ m/min und ein Vorschub $f_z = 0,027$ mm gewählt.

Tabelle 4-15: Zustellstrategien zur Untersuchung des Verzugs während des Fräsens von 1.2709

Zustellung in mm 1. Schnitt	Zustellung in mm 2. Schnitt	Zustellung in mm 3. Schnitt	Gesamtzustellung in mm
0,1	-	-	0,1
0,2	-	-	0,2
0,3	-	-	0,3
0,1	0,1	-	0,2
0,2	0,1	-	0,3
0,1	0,1	0,1	0,3

Zur Validierung wurden Specialis-Proben nach Abbildung 4-9 mit den Sätzen an Stellgrößen A, B und C aus Tabelle 4-12 gefertigt und mit den in Tabelle 4-13 dargestellten Stellgrößen nachbearbeitet, um den Verzug an dünnwandigen Bauteilen zu untersuchen und mit den Erkenntnissen aus Kapitel 6.3 zu vergleichen. Die Zustellung wurde bei den Versuchen nicht variiert. Es wurde zuerst ein Schnitt mit $a_p = 0,3$ mm durchgeführt und anschließend mit $a_p = 0,1$ mm geschliffen.

Die Versuche wurden ausschließlich im Stirnschnitt und im Gleichlaufräsen durchgeführt.

4.4.3 Messmethoden

Während und nach den Fräsversuchen wurden unterschiedliche Messmethoden angewandt, um den Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf die Bauteile zu untersuchen. Hierzu wurden während des Fräsprozesses die Prozesskräfte und die auftretenden Schwingungen gemessen und nach dem Fräsprozess die Oberflächenrauheit und der Verzug der bearbeiteten Proben.

Kraftmessung

Während der Fräsversuche erfolgte eine Messung der Kräfte mithilfe einer Kraftmessplattform, welche wie in Abbildung 4-7 und in Abbildung 4-10 im Bearbeitungszentrum Heller MC16 eingebaut wurde. Bei der Kraftmessplattform handelt es sich um ein Mehrkomponenten-Dynamometer Typ 9255C der KISTLER Gruppe. Diese Kraftmessplattform ermöglicht die Messung der drei Vektorkomponenten einer Kraft, welche in x-, y- und z-Richtung gemessen werden.

Über die KISTLER Messverstärker wurden die von der Kraftmessplattform ausgegebenen Spannungen in Kraftwerte umgerechnet. Die Aufnahme der Signale aus den Messverstärkern erfolgte über die Software Matlab. Hierbei wurden die Kräfte in x-, y- und z-Richtung über einen Nutzbereich von 80 % der Messung ausgewertet, um Effekte des Schneideneintritts und -austritts am Anfang und Ende der Probe herauszufiltern. Außerdem wurden die gemessenen Werte auf eine Werkzeugumdrehung bezogen und gemittelt, sodass im Kraftverlauf der drei Kraftkomponenten die vier Schneiden des verwendeten Fräsers sichtbar waren. Um den Mittelwert der Kräfte über den Schnitt zu bilden, wurden die Kräfte zum Zeitpunkt des Eingriffs einer jeden Schneide gemittelt.

Akustische Messung

Zur Ermittlung der Schwingungen im Prozess wurden akustische Messungen durchgeführt. Um möglichst nah am Bauteil zu messen, wurde eine Luftschallmessung über ein an der Kraftmessplattform befestigtes Mikrofon durchgeführt. Das Behringer ECM8000 Messmikrofon deckt den Bereich von 15 Hz bis 20 kHz ab und wurde auf der Kraftmessplattform befestigt sowie zum Werkstück ausgerichtet. Die Signale des Mikrofons wurden über einen Verstärker IK Multimedia iRig Pre an ein Tablet weitergeleitet und über das Programm Phyxox der RWTH Aachen ausgewertet. Hierfür wurde das bereits in der App bestehende Programm „Audio Spektrum“ genutzt, da dieses das Extrahieren einer Fast-Fourier-Transformation der Amplitude über die Frequenz und über die Zeit, sowie eines Verlaufs der Frequenzspitzen über die Zeit ermöglicht.

Rauheitsmessung

Zur Bestimmung der Oberflächenqualität wurden die Oberflächen der untersuchten Proben vor und nach dem Fräsprozess gemessen. Diese Messungen erfolgten analog zu den Oberflächenmessungen an den Proben zur Variation der Stellgrößen im PBF-LB-Prozess am Nanofocus μ Surf Custom. Der Ablauf der Messung ist bereits im vorherigen Unterkapitel beschrieben.

Verzugsmessungen

Die Ermittlung und Analyse des Verzugs an den dünnwandigen Proben (Abbildung 4-9) erfolgte mittels Bildauswertung. Hierbei wurden die Proben mit einer Lumix G91 bei identischer Ausrichtung abgelichtet (vgl. Abbildung 4-9). Die Bilder wurden anschließend mit der Bild- und Videobearbeitungssoftware Tracker von Physlets ausgewertet. Der Winkel zwischen den beiden Stegen wurde mittels Hilfsvektoren gemessen. Abbildung 4-11 a) zeigt dies beispielhaft. Im Vorfeld wurde der Verzug der Referenzfläche

anhand des in Abbildung 4-11 b) eingezeichneten Winkels bestimmt. Dieser konnte in den folgenden Schritten vernachlässigt werden. Diese Messungen dienen als Maß für das Verzugspotential in Aufbaurichtung dünnwandiger 1.2709 Bauteile.

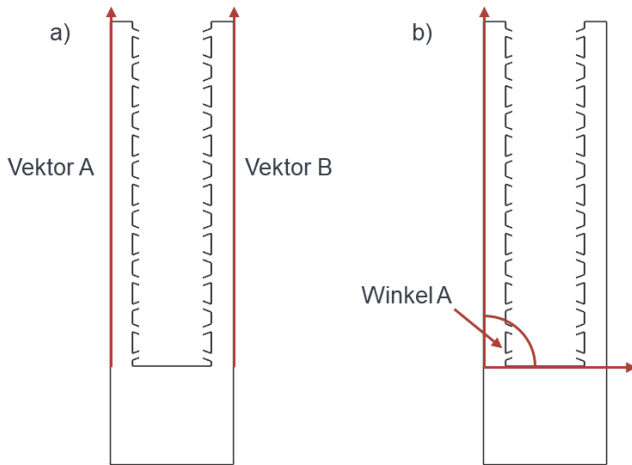


Abbildung 4-11: Vorgehen bei der Verzugmessung

5 Analyse des selektiven Laserstrahlschmelzens am Werkstoff 1.2709

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Versuche zu den Einflussgrößen des PBF-LB-Prozess auf die Oberflächenrauheit, relative Dichte und Härte des Bauteils dargestellt und im Hinblick auf den möglichen Einfluss auf die Zerspanbarkeit der Bauteile bewertet.

5.1 Volumenenergiedichte

Zuerst wird der Einfluss der Volumenenergiedichte E_V auf die relative Dichte, Oberflächenrauheit und Härte des Bauteils analysiert, um auf die Unterschiede der Porenform, der Mikrostruktur und der Topografie detailliert einzugehen. Aufgrund der Unterschiede bei konstanter E_V werden im Anschluss die einzelnen Stellgrößen beleuchtet.

Einfluss auf die relative Dichte

Die Dichtemessung erfolgte optisch anhand von Schlifffbildern. Deren Auswertung hat gezeigt, dass die Wärmebehandlung keinen nennenswerten Einfluss auf die Porenbildung und -ausprägung hat, daher werden im Folgenden die as-built und wärmebehandelten Proben zusammen betrachtet.

In der Abbildung 5-1 kann man die unterschiedlichen Porenformen der Proben erkennen. Hierbei kann zwischen zwei Porenarten unterschieden werden, den Poren aufgrund eines zu niedrigen Energieeintrags und den Gasporen. Abbildung 5-1 a) und b) zeigen längliche Poren in denen zum Teil noch Pulverreste vorhanden sind. Diese Poren entstehen aufgrund eines zu niedrigen Energieeintrags, da die in das Pulverbett eingebrachte Energie nicht ausreicht, um die gesamte Pulverschicht und die darunter liegende Schicht aufzuschmelzen. Diese Poren verringern die Steifigkeit des Bauteils. Die Probe in Abbildung 5-1 c) zeigt Gasporen. Diese sind sphärisch und deutlich kleiner als die zuvor vorgestellten Poren. Die Gasporen entstehen, wenn das Prozessgas aufgrund eines zu hohen Energieeintrags nicht entweichen kann. Dieser Effekt wird auch Keyhole-Effekt genannt (Bayat & Thanki et al. 2019).

Abbildung 5-1 a) zeigt Poren mit einer Breite von 200 μm . Diese Poren setzen sich in Aufbaurichtung fort. Die Poren sind wahrscheinlich auf den im Verhältnis zur Laserleistung und der Scangeschwindigkeit dreifach höheren Spurbstand als in Abbildung 5-1 b) und c) zurückzuführen. Aufgrund der zu geringen Wärmeakkumulation konnte

es hier nicht zu einer ausreichenden Ausdehnung der Schmelzbahnen kommen und diese konnten sich zwischen zwei Schmelzbahnen nicht überschneiden. Die Poren mit einer Breite von 200 μm sind im Schliff selbst mit bloßem Auge zu erkennen. Ein solcher Satz an PBF-LB-Stellgrößen mit einer relativen Dichte von 82,76 % erreicht bereits nach dem PBF-LB-Prozess nicht die Anforderungen der meisten Anwender an die relative Dichte eines Bauteils. Es ist davon auszugehen, dass bei einer Weiterverarbeitung in der Prozesskette schwankende und relativ geringe Prozesskräfte beim Fräsen zu beobachten sein werden und die Oberflächenqualität durch die Offenlegung der Poren nach dem Fräsprozess nicht verbessert wird.

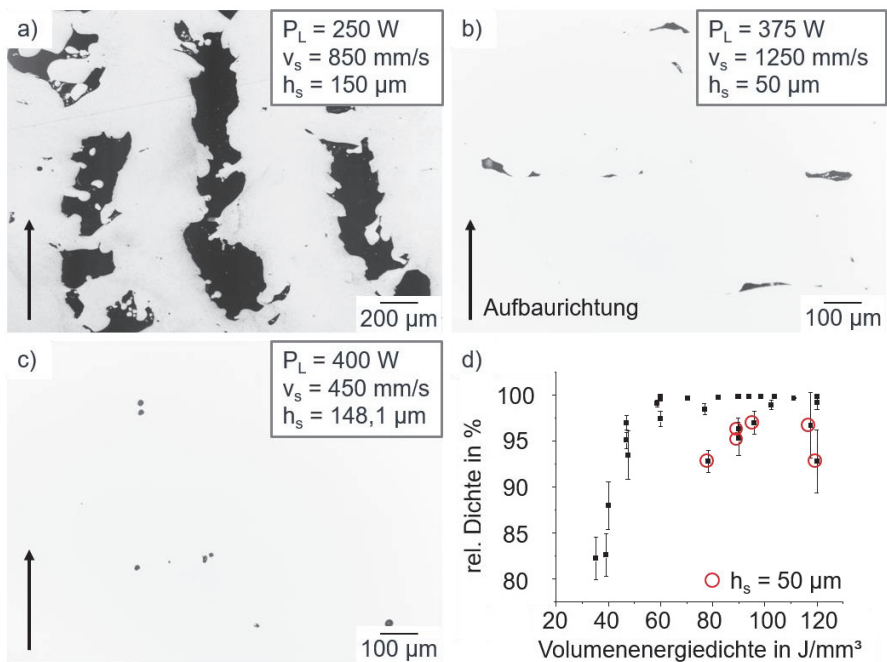


Abbildung 5-1: Vergleich verschiedener Porenformen anhand lichtmikroskopischer Schliffbilder von Proben a) mit geringer $E_v = 39 \text{ J/mm}^3$, b) und c) mit hoher $E_v = 120 \text{ J/mm}^3$ und d) relative Dichte über die Volumenenergiedichte nach (A_Kramer 2020).

Die in Abbildung 5-1 b) und c) dargestellten Schliiffbilder wurden anhand von Proben mit gleicher Volumenenergiedichte E_V erstellt. Es zeigt sich, dass beide eine hohe relative Dichte von 98,81 und 99,82 % aufweisen, die Porenform allerdings aufgrund der unterschiedlichen Scangeschwindigkeit und des unterschiedlichen Spurbabstandes deutlich verschieden ist und somit auf unterschiedliche Mechanismen der Porenbildung zurückzuführen sind. Dadurch können die Ergebnisse aus den Vorarbeiten am Werkstoff AlSi10Mg (Neuenfeldt 2019) auf den martensitaushärtenden Stahl übertragen werden. Diese Proben zeigen, dass die Volumenenergiedichte nicht geeignet ist, um den Prozess ausreichend zu beschreiben und die Wechselwirkungen der Prozessstellgrößen genauer untersucht werden müssen.

Die Poren in Abbildung 5-1 b) weisen eine flache, längliche Form auf und sind deutlich kleiner als die Poren in Abbildung 5-1 a). Die Höhe der Poren ist meist geringer als eine Schichtdicke und die Poren sind häufiger zwischen zwei Schichten und seltener innerhalb einer Schicht zu finden. In diesen Poren sind meist keine Pulverpartikel mehr zu finden. Dies weist darauf hin, dass der Energieeintrag groß genug war, um das gesamte Pulver einer Schicht aufzuschmelzen, aber zu gering war, um die vorherige Schicht wieder aufzuschmelzen. Weiterhin deutet dies auf ein zu flaches Schmelzbad hin, da die Schichten nicht stoffschlüssig über die gesamte, belichtete Schicht miteinander verbunden wurden. Diese Poren treten vor allem bei Proben auf, welche mit einer sehr hohen Scangeschwindigkeit und einem Energieeintrag ab ca. 60 J/mm^3 gefertigt wurden. Dies lässt den Schluss zu, dass sich durch die hohe Scangeschwindigkeit kein tiefes Schmelzbad ausbilden kann und dieses zu flach ist, um die untere Schicht zuverlässig wieder aufzuschmelzen.

Die Poren wie in Abbildung 5-1 c) sind vor allem bei hohen Volumenenergiedichten $E_V > 80 \text{ J/mm}^3$ mit einer hohen Laserleistung und einer im Verhältnis niedrigen Scangeschwindigkeit aufgetreten. Die Poren haben eine sphärische Form und sind mit einem Durchmesser kleiner als $50 \mu\text{m}$ im Verhältnis zu den anderen Porenformen sehr klein. An den Proben mit der sphärischen Porenform wurden außerdem die höchsten relativen Dichten gemessen. Diese Porenform schwächt ein Bauteil bei mechanischen Belastungen weniger, da sie eine niedrige Kerbwirkung aufweist. Die sphärischen Poren entstehen aufgrund der großen Wärmeakkumulation im Schmelzbad. Hierbei kann

Schmelze aus dem Schmelzbad geschleudert werden oder Gas im Schmelzbad eingeschlossen werden. Beim Erstarren der Schmelzen entstehen an diesen Hohlräumen sphärische Poren.

In Abbildung 5-1 d) ist die relative Dichte in Abhängigkeit der Volumenenergiedichte E_V dargestellt. Hierbei ist zu erkennen, dass es einen starken Anstieg der relativen Dichte zwischen 30 J/mm^3 und 60 J/mm^3 gibt. Ab einer Volumenenergiedichte $E_V = 60 \text{ J/mm}^3$ können Bauteile mit annähernd 100 % relativer Dichte hergestellt werden. Dies ist auch aus der Literatur bekannt. Allerdings sind auch im Bereich zwischen $E_V = 70 \text{ J/mm}^3$ und $E_V = 120 \text{ J/mm}^3$ Sätze an Stellgrößen mit einer relativen Dichte unter 95 % zu finden. Diese in Abbildung 5-1 d) rot markierten Versuchspunkte weisen alle einen Spurbestand $h_s = 75 \mu\text{m}$ und eine geringe Laserleistung auf. Durch die Analyse der Porenform kann die niedrige relative Dichte auf einen zu geringen Energieeintrag aufgrund der niedrigen Laserleistung zurückgeführt werden. Dies zeigt, dass die Volumenenergiedichte allein nicht ausreicht, um auf die relative Dichte eines Bauteils zu schließen.

Einfluss auf die Mikrostruktur

Zur Analyse der Einflüsse auf die Mikrostruktur werden Schlibfbilder aus den Bereichen mit 90° -Rotationswinkel zwischen den Schichten betrachtet. Dadurch kann das Gefüge längs und orthogonal zu den Schmelzbahnen betrachtet werden und Unterschiede zwischen den Sätzen an Stellgrößen können identifiziert werden.

Zuerst werden Schlibfbilder der mit dem Standardstellgrößensatz gefertigten Proben mikroskopisch betrachtet und die Mikrostruktur der as-built Probe mit der wärmebehandelten Probe verglichen.

Die Abbildung 5-2 zeigt die Gefüge der mit dem Standardstellgrößensatz gefertigten Proben. Die Bilder a) und b) stellen hierbei den as-built Zustand der Probe dar und die Bilder c) und d) den wärmebehandelten Zustand.

Bei einer 100x-Vergrößerung (Abbildung 5-2 a) sind die einzelnen Schmelzbahnen gut zu erkennen. Außerdem sind mehrere Körner zu erkennen, welche entlang der Aufbau-richtung equiaxial über mehrere Schichten gewachsen sind. Diese Kornstrukturen verstärken den Zusammenhalt zwischen den Schichten und führen zu einer höheren Festigkeit in Bezug auf eine Zug- oder Scherbelastung des Bauteils. In dieser Aufnahme ist ebenfalls zu erkennen, dass die folgende Schicht in die vorherige Schicht hineinragt, da diese teilweise wieder aufgeschmolzen wird, und dass die nebeneinander liegenden Schmelzbahnen sich überlappen und so den Zusammenhalt des Bauteils ermöglichen.

Im Vergleich hierzu sind bei der wärmebehandelten Probe, bei einer 100x-Vergrößerung (Abbildung 5-2 c), die einzelnen Schmelzbahnen nur noch schwer zu erkennen und das Gefüge ist von dunkelgrauen und weißen Strukturen geprägt. Bei den grauen Bereichen handelt es sich um eine Nickelmartensitphase. Die weißen Bereiche weisen einen erhöhten Austenitanteil auf, welcher bei Auslagerungsprozessen an kohlenstoffreichen Stellen entsteht. Das equiaxiale Kornwachstum über die Schichten hinweg bleibt auch bei den wärmebehandelten Proben erkennbar.

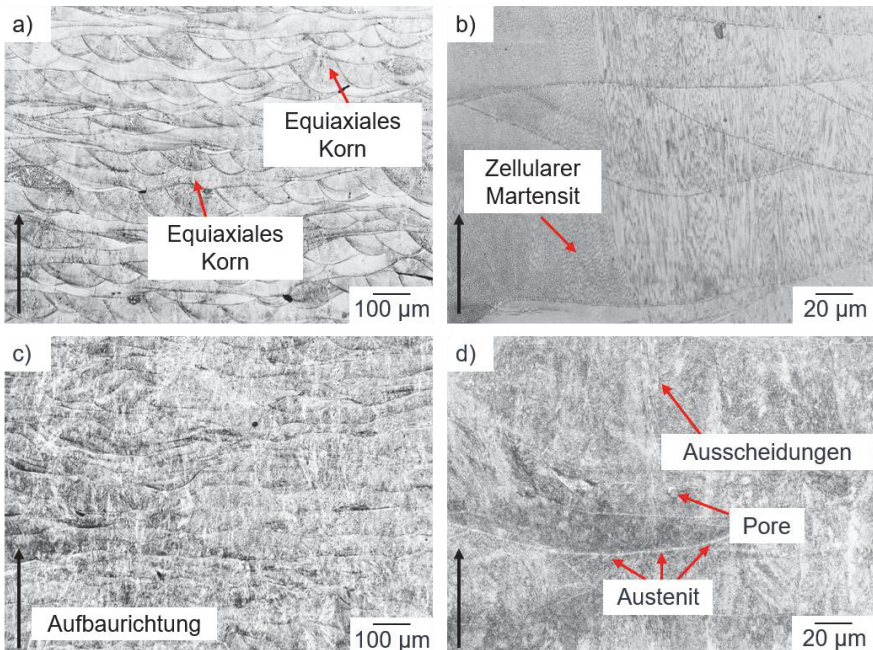


Abbildung 5-2: Mikrostruktur einer mit dem Standardstellgrößensatz gefertigten Probe a) und b) im as-built Zustand und c) und d) im wärmebehandelten Zustand mit den gewählten Vergrößerungen a) und c) 100x und b) und d) 500x nach (A_Kramer 2020)

Bei einer 500x-Vergrößerung können die Gefüge innerhalb und zwischen den Schichten verglichen werden. Bei den as-built-Proben (Abbildung 5-2 b) kann die Ausbildung der Nickelmartensitphase besser betrachtet werden. Hierbei ist im linken Teil der Aufnahme ein großer Bereich mit zellularem Martensit zu erkennen, welcher innerhalb der

Zellen in einer feinen Nadelstruktur vorliegt. In der rechten Bildhälfte ist deutlich zu erkennen, dass die hier dendritische Martensitstruktur innerhalb eines Korn parallel zur Aufbaurichtung orientiert ist und sich über mehrere Schichten ausgebildet hat. Durch die Wärmebehandlung bleibt die Orientierung der Martensitstruktur parallel zur Aufbaurichtung erhalten. Bei einer höheren Vergrößerung (Abbildung 5-2 d) ist zu erkennen, dass sich der durch die Wärmebehandlung gebildete Austenit an den Rändern der Schmelzbäder und an den Korngrenzen befindet. Vor allem an den Korngrenzen bilden sich durch die Wärmebehandlung Ausscheidungen mit einem Durchmesser von wenigen 100 nm.

Da die beschriebenen Zusammenhänge und Vergleiche zwischen dem Gefüge im as-built Zustand und im wärmebehandelten Zustand für alle Sätze an Stellgrößen gleich sind, wird im Folgenden ausschließlich auf Proben im as-built Zustand eingegangen.

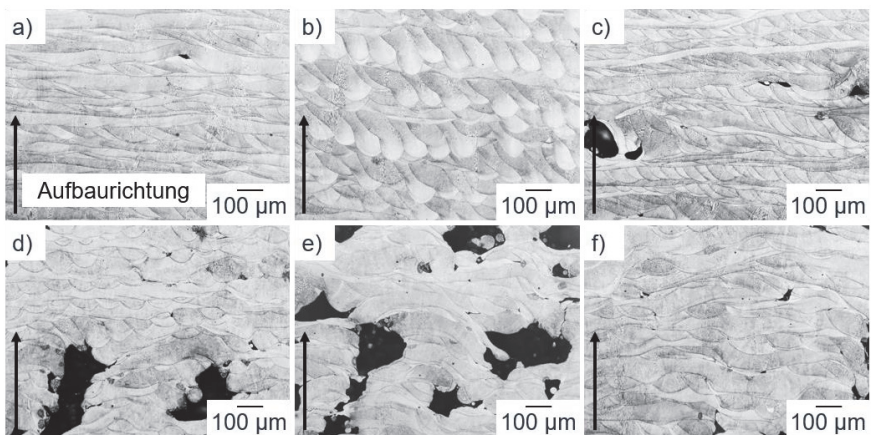


Abbildung 5-3: Mikrostruktur in Aufbaurichtung bei 100x Vergrößerung von as-built Proben bei hoher Energiedichte E_V aufgrund a) maximaler Laserleistung $P_L = 400\text{ W}$, b) minimaler Scangeschwindigkeit $v_s = 450\text{ mm/s}$, c) minimalem Spurabstand $h_s = 50\text{ }\mu\text{m}$ und bei niedriger Energiedichte E_V aufgrund d) minimaler Laserleistung $P_L = 150\text{ W}$, e) maximaler Scangeschwindigkeit $v_s = 1250\text{ mm/s}$, f) maximalem Spurabstand $h_s = 150\text{ }\mu\text{m}$ (A_Kramer 2020).

Nach dem Vergleich der Mikrostruktur im as-built und im wärmebehandelten Zustand soll folgend das Gefüge einer Probe mit hoher und mit niedriger Energiedichte betrach-

tet werden. In Abbildung 5-3 sind Schlifffbilder von as-built Proben mit einer hohen Volumenenergiedichte E_V bei maximaler Laserleistung P_L (a), bei minimaler Scangeschwindigkeit v_s (b) und minimalem Spurbabstand h_s (c), sowie Schlifffbilder von as-built Proben mit niedriger Volumenenergiedichte E_V bei minimaler Laserleistung P_L (d), bei maximaler Scangeschwindigkeit v_s (e) und maximalem Spurbabstand h_s (f) dargestellt. Dabei kann festgestellt werden, dass die einzelnen Laserspuren bei allen Sätzen an Stellgrößen deutlich im Gefügeschliff erkennbar sind. Bei hohen Volumenenergiedichten sind die Schichten eben und orthogonal zur Aufbaurichtung, während diese bei einem niedrigen Energieeintrag ($\leq 40 \text{ J/mm}^3$) einen eher gekrümmten und welligen Verlauf aufweisen, aufgrund des zum Teil nicht aufgeschmolzenen Materials unterhalb der jeweils neuen Schicht und der hohen Porosität der Proben. Die hohe Porosität bei einem niedrigen Energieeintrag führt zu einem geringen Werkstoffzusammenhalt und erinnert an Bauteile aus dem Lasersintern von Kunststoffen.

Betrachtet man die einzelnen Bildaufnahmen, kann man erkennen, dass sich bei maximaler Laserleistung (Abbildung 5-3 a) sehr flache und breite Schmelzbäder ausbilden. Die Schmelzbäder weisen hier eine Breite von über $220 \mu\text{m}$ und einen Abstand von $100 \mu\text{m}$ auf. Dieser Abstand entspricht dem für diesen Satz an Stellgrößen gewählten Spurbabstand. Die Tiefe der Schmelzbäder entspricht der gewählten Schichtdicke von $50 \mu\text{m}$. Bei der Probe mit der geringsten Scangeschwindigkeit (Abbildung 5-3 b) haben sich im Vergleich sehr tiefe Schmelzbäder gebildet, welche eine hierfür charakteristische Tropfenform aufweisen. Innerhalb dieser tropfenförmigen Spuren haben sich im unteren und oberen Bereich unterschiedliche Gefüge ausgebildet. Aufgrund der unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten des Schmelzbades hat sich am Boden ein sehr feines Gefüge ausgebildet, während im oberen Bereich ein grobes Gefüge zu erkennen ist. In Abbildung 5-3 c) ist ein Gefüge bei hohem Energieeintrag und minimalem Bahnabstand dargestellt. Hier ist zu erkennen, dass die Tiefe der Schmelzbäder wie in Abbildung 5-3 a) der Schichtdicke entspricht, allerdings ist in diesem Fall die Breite der Schmelzbahnen aufgrund der niedrigeren Laserleistung von 250 W kleiner. Der geringe Bahnabstand kompensiert dies und es entstehen keine nennenswerten Poren zwischen den Bahnen, sodass auch in diesem Fall ein Bauteil mit einer hohen relativen Dichte von über 99% entsteht.

Betrachtet man nun die Abbildungen in der unteren Reihe der Abbildung 5-3, weisen diese aufgrund ihres niedrigen Energieeintrags ($\leq 40 \text{ J/mm}^3$) eine deutlich höhere Porosität und eine niedrigere relative Dichte von unter 90% auf, welche die Mikrostruktur

deutlich beeinflusst. In Abbildung 5-3 d) ist zu erkennen, dass die niedrige Laserleistung die Schmelzbahnbreite deutlich verringert und die Überlappung der einzelnen Bahnen deutlich geringer ist. Durch die geringe Überlappung wird weniger Material wiederaufgeschmolzen und die Dynamik des Schmelzbades verändert sich. Dies führt zu anderen Abkühlvorgängen. Abbildung 5-3 e) zeigt die Auswirkungen einer sehr hohen Scangeschwindigkeit in Kombination mit der Laserleistung und dem Spurbstand aus dem Standardstellgrößensatz. Dies führt zu sehr flachen Schmelzbädern, wodurch kein Aufschmelzen der vorherigen Schichten stattfinden kann, und somit zu einer mangelhaften Verbindung zwischen den einzelnen Schichten. Im letzten Fall einer niedrigen Volumenenergiedichte (Abbildung 5-3 f) führt der maximale Spurbstand zu einer geringen Überlappung der Schmelzbahnen, welche wie in Abbildung 5-3 d) auf eine geringe Schmelzbahnbreite zurückzuführen ist.

Einfluss auf die Topografie

Die Oberfläche der Proben wurde mit dem zuvor beschriebenen konfokalen Mikroskop vermessen und anschließend die Oberflächenrauheit S_a und S_z ermittelt.

In Abbildung 5-4 werden die Upskin-Flächen der Proben betrachtet. Die Proben wurden mit Sätzen an Stellgrößen mit einer Volumenenergiedichte E_V von ca. 30 J/mm^3 bis ca. 150 J/mm^3 hergestellt. Bei allen Proben sind die Schmelzbahnen auf der Oberfläche zu erkennen. In Abbildung 5-4 a) ist die Oberfläche einer Probe mit einem sehr geringen Energieeintrag von 30 J/mm^3 dargestellt. Es sind deutliche Vertiefungen von bis zu $200 \mu\text{m}$ zu erkennen, welche aufgrund einer unzureichenden Aufschmelzung des Metallpulvers entstehen können. Diese werden als offene Poren bezeichnet und sind deutlich tiefer als eine Schichtdicke. Aufgrund des Auftretens dieser Poren in den vorherigen Schichten, wird der gleichmäßige Auftrag der nächsten Schicht verhindert und der Defekt pflanzt sich über mehrere Schichten fort, da das über einer Pore aufgetragene Pulver nicht richtig aufgeschmolzen werden kann. Diese Vertiefungen führen zu großen Höhenunterschieden an der Oberfläche und somit zu einer hohen Welligkeit. Bei einem höheren Energieeintrag von 60 J/mm^3 und 98 J/mm^3 (Abbildung 5-4 b und c) sind keine Poren mehr zu erkennen und die Oberflächenstruktur weist regelmäßige Schmelzbahnen auf. Insbesondere bei einer Volumenenergiedichte von 98 J/mm^3 sind die Schmelzbahnen sehr regelmäßig. Dies deutet auf eine gleichmäßige Aufschmelzung des Pulvers und ein stabiles Schmelzbad hin. Die Proben weisen dennoch Wölbungen an der Oberfläche auf, welche zum Teil größer sind als die Höhenunterschiede zwischen den Schmelzbahnen. Bei einer hohen Volumenenergiedichte (Abbildung 5-4 d) sind die

Schmelzbahnen, wie auch bei einem niedrigen Energieeintrag, nur schwer zu erkennen und es sind große sphärische Artefakte an der Oberfläche sichtbar, welche auf das Auftreten des Balling-Effekts zurückzuführen sind. Dieser Effekt tritt bei einer hohen Wärmeakkumulation auf. Er kann in den Versuchen nur bei Proben mit einer sehr hohen Volumenenergiedichte $E_V \geq 120 \text{ J/mm}^3$ und einem kleinen Spurbabstand von $h_s = 50 \text{ }\mu\text{m}$ beobachtet werden. Die Welligkeit der Oberfläche ist geringer als bei einem niedrigen Energieeintrag.

Bei allen untersuchten Proben ist zu erwarten, dass die Welligkeit der Oberfläche und die aus dem PBF-LB-Prozess entstehenden Artefakte den anschließenden Fräsprozess beeinflussen, da die Beschaffenheit der Oberfläche die Zerspanbarkeit eines Bauteils mitbestimmt.

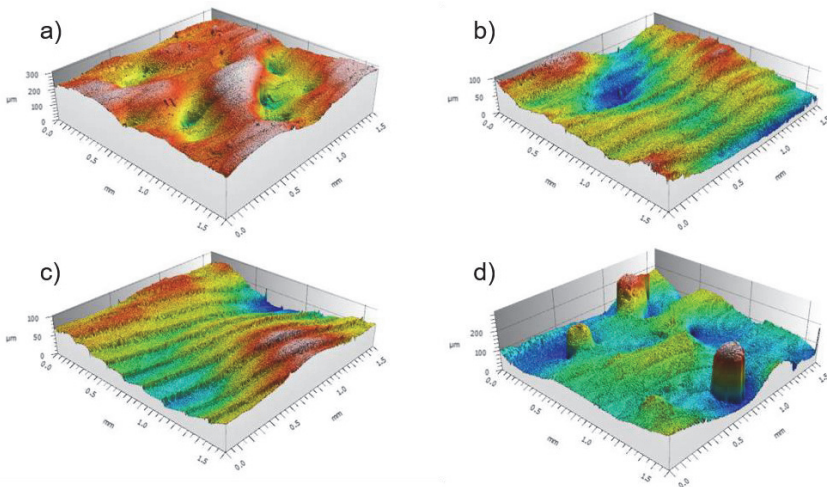


Abbildung 5-4: Topografische Darstellung der Upskin-Flächen mit 10x-Vergrößerung bei Proben mit den Volumenenergiedichten a) $E_V = 30 \text{ J/mm}^3$, b) $E_V = 60 \text{ J/mm}^3$, c) $E_V = 98 \text{ J/mm}^3$, d) $E_V = 149 \text{ J/mm}^3$ (A_Kramer 2020)

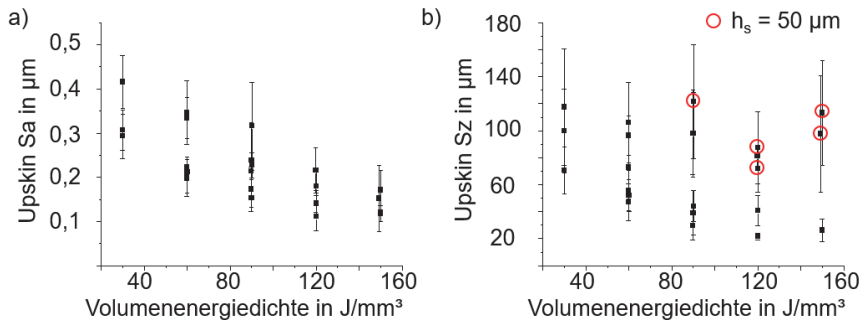


Abbildung 5-5: Oberflächenrauheit S_a und S_z über der Volumenenergiedichte E_V .
(A_Kramer 2020)

Nach der optischen Betrachtung der Oberfläche wurden ebenfalls die Rauheitskenngrößen S_a und S_z ermittelt. Die Ergebnisse sind in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte E_V in der Abbildung 5-5 dargestellt. Bei der Oberflächenrauheit S_a ist ein deutlicher Trend zu erkennen. Der gemessene S_a -Wert nimmt bei steigender Volumenenergiedichte stark ab. Dieser Trend ist auf die niedrigere Schmelzviskosität bei hohen Energieeinträgen und die dadurch verbesserte Benetzbarkeit der Oberfläche zurückzuführen. Dies konnte bereits von (Casalino & Campanelli et al. 2015) beobachtet werden. Bei Volumenenergiedichten ab $E_V \geq 120 \text{ J}/\text{mm}^3$ konvergiert die Oberflächenrauheit bei $S_a \approx 0,15 \mu\text{m}$. Für S_z ist solch eine Abnahme bei steigender Volumenenergiedichte nicht zu erkennen. Ohne Berücksichtigung der rot markierten Versuchspunkte ist eine leichte Abnahme von S_z bei zunehmender Volumenenergiedichte erkennbar. Die rot markierten Versuchspunkte stellen Messungen an Proben dar, die mit dem geringsten Spurbabstand $h_s = 50 \mu\text{m}$ gefertigt wurden. Die außerdem hohen Standardabweichungen dieser Messwerte sind auf Artefakte an der Oberfläche zurückzuführen, wie beispielsweise in Abbildung 5-4 d) aufgezeigt.

Die Auswertung der Konfokalaufnahmen und der Messungen der Rauheit der Upskin-Flächen zeigen, dass die Volumenenergiedichte alleine keine verlässliche Steuergröße für die Oberflächengüte des fertigen Werkstücks ist.

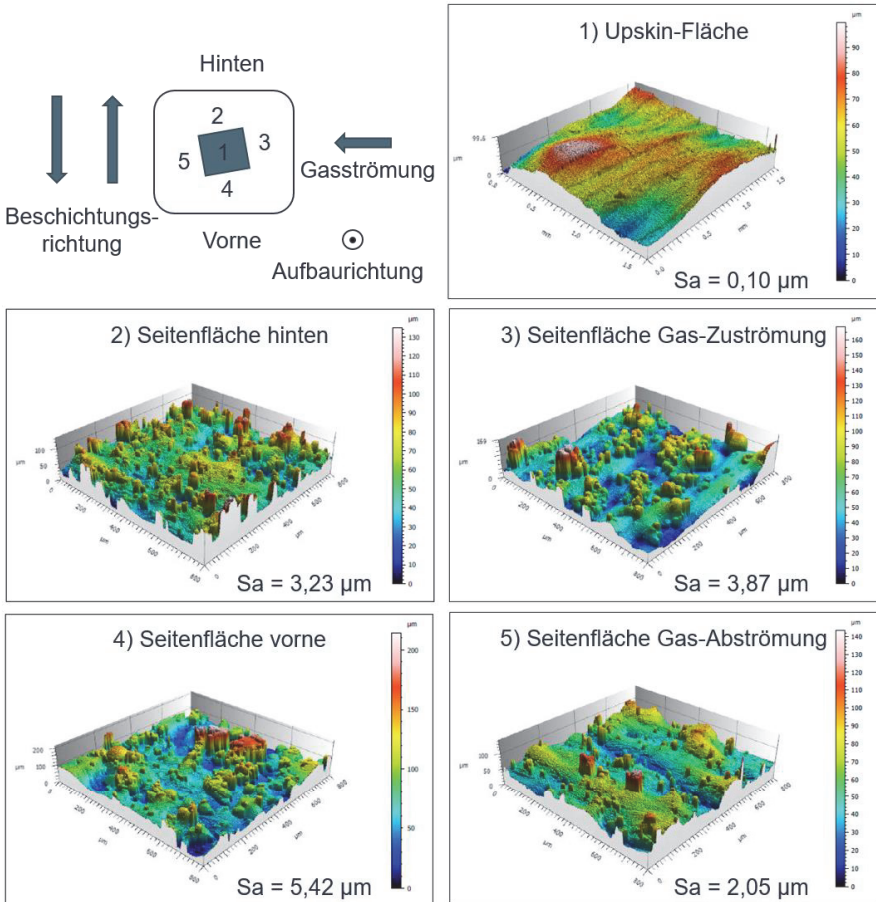


Abbildung 5-6: Topografische Darstellung der Upskin- und Seitenflächen mit 10x Vergrößerung nach (A_Kramer 2020)

Zusätzlich zur Oberflächenrauheit der Upskin-Flächen werden auch die Seitenflächen betrachtet. Da hier die Messung der Topografie aufgrund der Vielzahl an Artefakten an den Oberflächen sehr zeitaufwändig war, wurde je Seitenfläche nur eine Messung durchgeführt. In Abbildung 5-6 sind die Konfokalaufnahmen aller Flächen einer Probe dargestellt. Hierbei ist zu erkennen, dass bei einer niedrigen Rauheit $S_a = 0,10 \mu\text{m}$ der Upskin-Fläche die Seitenflächen deutlich höhere S_a -Werte von $2,05 \mu\text{m}$ bis $5,42 \mu\text{m}$

aufweisen. Dies ist auf die an die Probe angeschmolzenen Pulverpartikel zurückzuführen, welche auf den Kontakt der Seitenflächen zum Pulverbett zurückzuführen sind. Es ist außerdem festzuhalten, dass unter den Seitenflächen, die der Gasströmung abgewandte Seitenfläche (5), die niedrigste Rauheit aufweist. Es wird angenommen, dass an dieser Probenseite eine geringere Dichte des Pulverbetts vorliegt, da die Pulverpartikel im Pulverbett weder aufgrund der Gasströmung noch der Bewegung des Beschichters in Probennähe verdichtet werden.

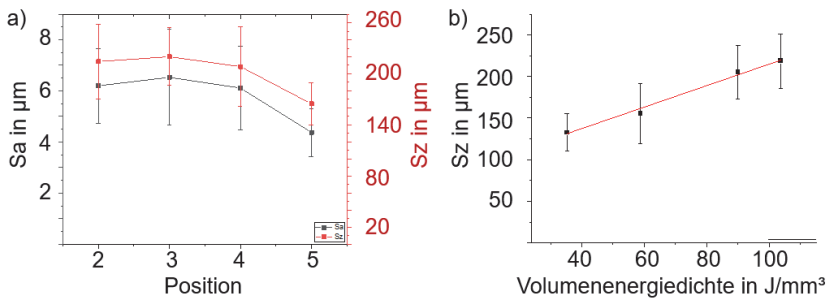


Abbildung 5-7: a) Rauheit nach Orientierung der Seitenfläche und b) Welligkeit der Seitenfläche in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte E_V (A_Kramer 2020)

In der Abbildung 5-7 a) sind die Messwerte der Rauheit über alle Proben gemittelt dargestellt. Hier weist ebenfalls die vom Gasstrom abgewandte Probenseite die geringste Rauheit auf. In Abbildung 5-7 b) ist der Rauheitswert S_z gemittelt über die Seitenflächen über die Volumenenergiedichte der Proben aufgetragen. Hier ist zu erkennen, dass mit steigender Volumenenergiedichte die Rauheit der Seitenflächen linear zunimmt. Diese hängt primär von der Dimension der Artefakte auf der Seitenfläche ab. Es ist anzunehmen, dass bei einer höheren Volumenenergiedichte die Schmelze eine niedrigere Viskosität aufweist und somit leichter in das angrenzende Pulverbett eindringen kann und somit angrenzende Pulverpartikel mit aufnimmt.

Einfluss auf die Härte

Zuletzt wurden Härtemessungen an den Proben durchgeführt. Hierbei wurde eine Mikrohärtmessung nach Vickers mit einer Last von 100 g gewählt, um die Härte des Gefüges ohne den Einfluss der Poren zu bestimmen. Wie Abbildung 5-8 zu entnehmen ist, wurden für die as-built Proben Härtewerte zwischen 360 HV und 410 HV und für die wärmebehandelten Proben Werte zwischen 550 HV und 670 HV gemessen. Die Wärmebehandlung hat eine signifikante Härtesteigerung um ca. 200 HV bewirkt. Die Härtesteigerung erfolgt aufgrund der durch die Wärmebehandlung entstandenen feinen Kornstruktur und zellularen Martensitstruktur, sowie der Entstehung der Ausscheidungsverfestigungen, welche bereits anhand Abbildung 5-2 beschrieben werden.

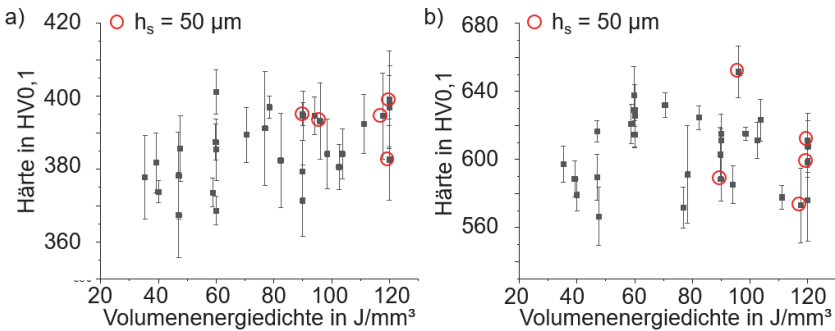


Abbildung 5-8: a) Härte der as-Built Proben und b) wärmebehandelte Proben bei verschiedenen Volumenenergiedichten und nach (A_Kramer 2020)

Eine Abhängigkeit von der Mikrohärtigkeit von der Volumenenergiedichte ist im as-built sowie wärmebehandelten Zustand nur begrenzt zu erkennen, da die Ergebnisse hohe Standardabweichungen aufweisen. Es kann daher die Behauptung aufgestellt werden, dass für alle Sätze an Stellgrößen die Ausbildung der Mikrostruktur und der Verfestigungsmechanismen sehr ähnlich ablaufen muss. Ohne Berücksichtigung der Standardabweichung deutet die Abbildung 5-8 a) auf eine leichte Härtesteigerung mit steigender Volumenenergiedichte, welche auch in (Casalino & Campanelli et al. 2015) deutlich festgestellt werden konnte. Da die Poren bei geringer Volumenenergiedichte deutlich zunehmen, ist eine geringere Makrohärte bei geringeren Volumenenergiedichten zu erwarten.

Die Proben mit einem Spurbstand $h_s = 50 \mu\text{m}$, welche eine deutlich geringere relative Dichte aufweisen, zeigen bei der Betrachtung der Mikrohärtigkeit keinen Unterschied im Vergleich zu den anderen Proben.

Aus den in diesem Absatz vorgestellten Untersuchungen kann, wie schon im Stand der Technik für die AlSi10Mg-Proben dargestellt geschlossen werden, dass die Volumenenergiedichte als ausschließliches Maß für die im PBF-LB-Prozess entstehenden Gefüge, Oberflächenrauheiten, relativen Dichten und Härten der Bauteile nicht herangezogen werden kann. Die Porenbildung ist eindeutig von den einzelnen Prozessstellgrößen abhängig, die auch zu unterschiedlichen Gefügen im Bauteil führen. Dies führt dazu, dass auch hohe relative Dichten mit Maximal- oder Minimalwerten der PBF-LB-Stellgrößen erreichbar sind. Die Volumenenergiedichte ermöglicht es, allgemeine Trends zu identifizieren, kann aber die Wechselwirkungen zwischen der Laserleistung, der Scangeschwindigkeit und dem Spurbstand nicht darstellen. Diese drei Stellgrößen werden deshalb im Folgenden getrennt voneinander betrachtet.

5.2 Laserleistung

Um den Einfluss der Laserleistung auf die relative Dichte, die Oberflächenrauheit und die Härte der Bauteile zu untersuchen, wurden dieselben Messungen, wie im vorherigen Unterkapitel durchgeführt. Abbildung 5-9 zeigt die Messwerte für die relative Dichte ρ_{rel} , die Rauheit S_a und S_z und die Härte aufgetragen über die Laserleistung P_L bei einer konstanten Scangeschwindigkeit $v_s = 850 \text{ mm/s}$ und einem konstanten Spurbstand $h_s = 100 \mu\text{m}$.

Bei steigender Laserleistung von 150 W auf 250 W ist eine starke Zunahme der relativen Dichte von ca. 82 % auf annähernd 100 % zu beobachten, ab $P_L = 250 \text{ W}$ bleibt die relative Dichte auf einem konstant hohen Niveau. Dieser Zusammenhang wurde bereits in der Literatur festgestellt (Bai & Yang et al. 2017). Die Rauheit der Proben nimmt mit steigender Laserleistung ab. Die Mikrohärtigkeit wird von der Laserleistung nicht beeinflusst. Die Werte für as-built und wärmebehandelte Proben bleiben bei einer veränderten Laserleistung konstant.

Aus der Abbildung 5-9 geht weiter hervor, dass der Einfluss der Laserleistung ähnlich dem der Volumenenergiedichte ist (s. Abbildung 5-1 d) und Abbildung 5-5 a)). Nach Formel 2-1 führt eine höhere Laserleistung zu einer höheren Volumenenergiedichte. Der Einfluss der Laserleistung auf die Oberflächenrauheit der Proben führt allerdings nur zu einer geringeren Abnahme der Messwerte bei höheren Laserleistungen, als dies

bei einer Zunahme der Volumenenergiedichte der Fall ist, da die Proben mit konstanter $v_s = 850 \text{ mm/s}$ und konstantem $h_s = 100 \mu\text{m}$ zu tendenziell besseren Oberflächengüten geführt haben. Daraus kann geschlossen werden, dass die Laserleistung, bei konstanter Scangeschwindigkeit und konstantem Spurbabstand, maßgeblich die relative Dichte beeinflusst, bei der Rauheit des Bauteils aber stärker mit einer weiteren PBF-LB-Prozessstellgröße wechselwirkt und womöglich eine untergeordnete Rolle spielt.

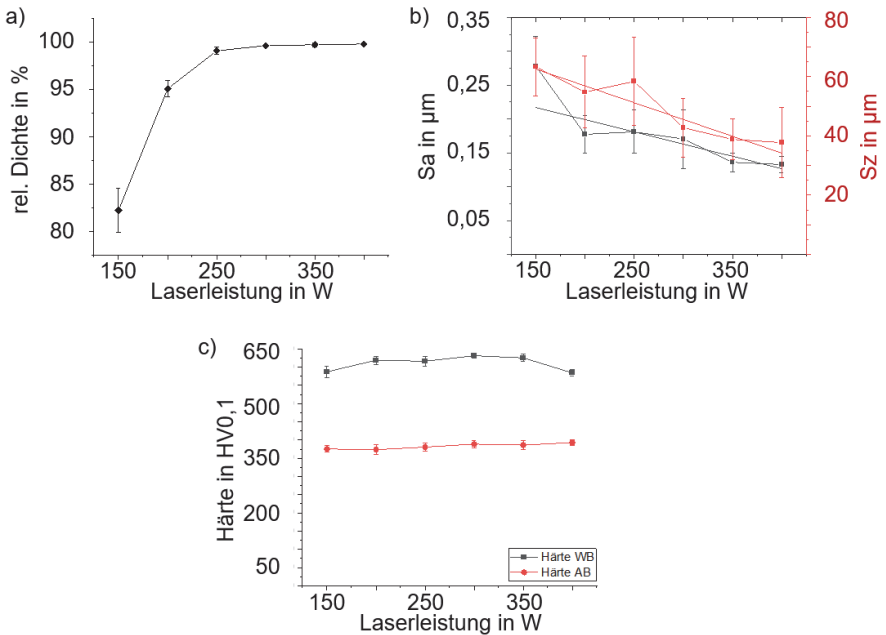


Abbildung 5-9: Verlauf der a) relativen Dichte, b) der Rauheit S_a und S_z und c) der Härte über die Laserleistung P_L bei einer konstanten Scangeschwindigkeit $v_s = 850 \text{ mm/s}$ und einem konstanten Spurbabstand $h_s = 100 \mu\text{m}$ nach (A_Kramer 2020)

5.3 Scangeschwindigkeit

Abbildung 5-10 stellt den Einfluss der Scangeschwindigkeit auf die relative Dichte, die Rauheit der Oberfläche und die Härte der Probe bei einer konstanten Laserleistung $P_L = 250 \text{ W}$ und einem konstanten Spurbabstand $h_s = 100 \text{ }\mu\text{m}$ dar. Hierbei ist zu erkennen, dass die Scangeschwindigkeit, so wie die Laserleistung zuvor, einen großen Einfluss auf die relative Dichte des Bauteils hat. Die relative Dichte nimmt bei einer zunehmenden Scangeschwindigkeit von $v_s = 850 \text{ mm/s}$ bis $v_s = 1250 \text{ mm/s}$ stark von 99 % auf 88 % ab. Dies korreliert mit Formel 2-1, da bei steigender Scangeschwindigkeit die Volumenenergiedichte sinkt. Im Prozess werden die Schmelzbahnen flacher und es kommt zu keiner ausreichenden Schichtverbindung.

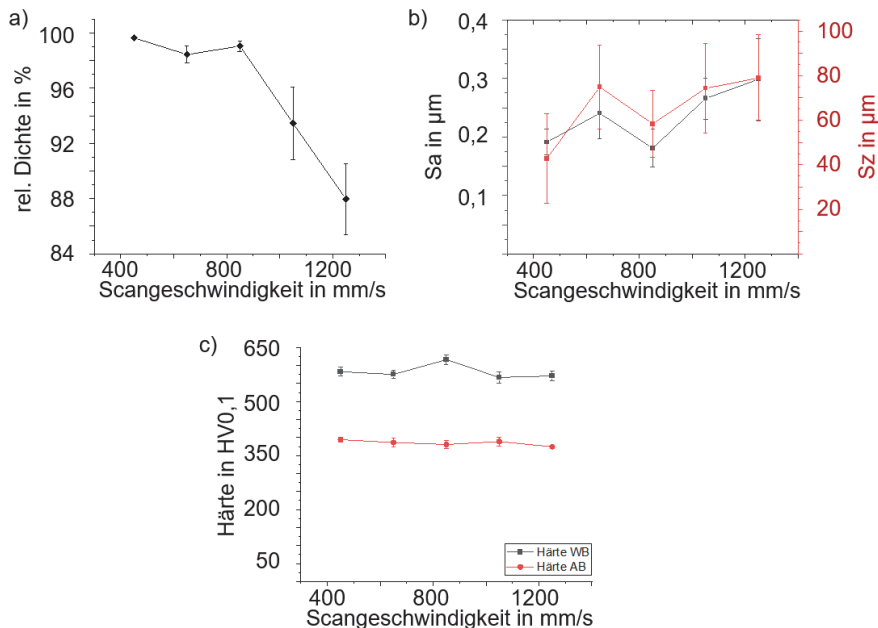


Abbildung 5-10: Verlauf der a) relativen Dichte, b) der Rauheit S_a und S_z und c) der Härte über die Scangeschwindigkeit v_s bei einer konstanten Laserleistung $P_L = 250 \text{ W}$ und einem konstanten Spurbabstand $h_s = 100 \text{ }\mu\text{m}$ nach (A_Kramer 2020)

Die zunehmende Rauheit der Oberfläche bei zunehmender Scangeschwindigkeit korreliert ebenfalls mit der Formel 2-1. Allerdings sind insbesondere bei S_z die Standardabweichungen sehr hoch. Auffällig ist außerdem die geringere Rauheit bei einer Scangeschwindigkeit $v_s = 850$ mm/s. Dieser Wert entspricht dem des Standardstellgrößensatzes und befindet sich in der Mitte des untersuchten Versuchsraums. Hier könnte eine Wechselwirkung mit der Laserleistung oder dem Spurabstand zu einem geringeren Messwert geführt haben.

Für die Härtemessung ist ein nur sehr geringer Einfluss der Scangeschwindigkeit erkennbar. Allerdings weisen die wärmebehandelten Proben ein Härtemaximum bei einer mittleren Scangeschwindigkeit $v_s = 850$ mm/s auf.

5.4 Spurabstand

Es wird weiterhin der Einfluss des Spurabstands h_s auf die relative Dichte, Rauheit und Härte der Proben, bei einer konstanten Laserleistung $P_L = 250$ W und einer konstanten Scangeschwindigkeit $v_s = 850$ mm/s, analysiert. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5-11 dargestellt.

In Abbildung 5-11 a) ist zu erkennen, dass die relative Dichte grundsätzlich ab einem Spurabstand von $h_s > 100$ μm stark abnimmt. Diese Beobachtung deckt sich mit den Ergebnissen aus der Literatur und der Annahme aus Formel 2-1, dass bei einem hohen Spurabstand ein niedriger Energieeintrag in das Bauteil erfolgt. Wie bereits in Abbildung 5-3 beschrieben, verringert sich dadurch die Überlappung der Schmelzbahnen und es entstehen Poren über mehrere Schichten hinweg, welche zu einer niedrigen relativen Dichte im Bauteil führen.

Abbildung 5-11 b) stellt den Einfluss des Spurabstands auf die Rauheitskenngrößen S_a und S_z dar. Für einen Spurabstand von $h_s > 100$ μm steigt die Rauheit der Probe signifikant an, wobei der Spurabstand hier einen größeren Einfluss auf die Oberflächenrauheit hat als die zuvor untersuchte Laserleistung und Scangeschwindigkeit. Auch hier entsprechen die Ergebnisse denen aus der Literatur und den Annahmen aus Formel 2-1. Außerdem decken sich die Ergebnisse mit den Beobachtungen aus den dreidimensionalen Darstellungen in Abbildung 5-4, in denen eine Abnahme von S_z bei höheren Energiedichten zu beobachten war.

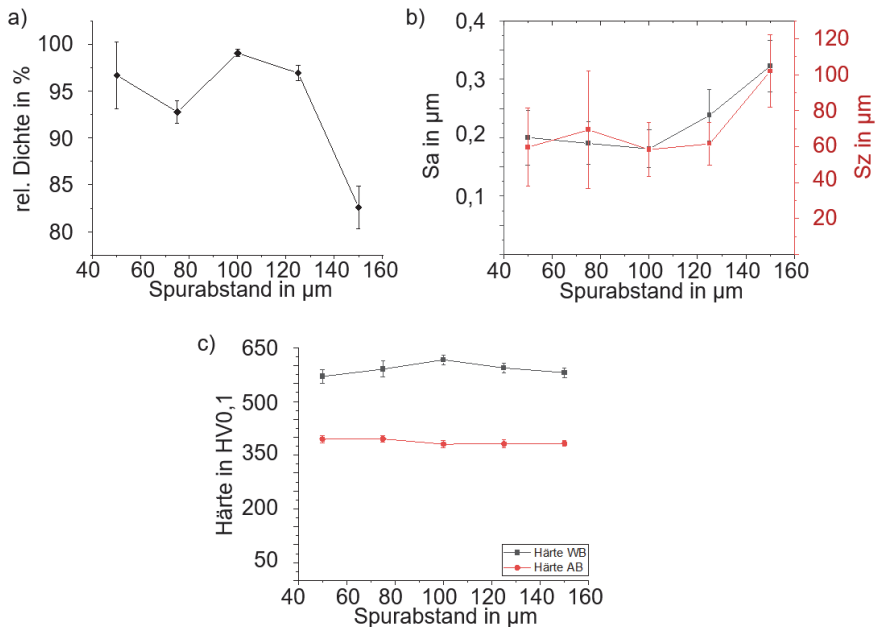


Abbildung 5-11: Verlauf der a) relativen Dichte, b) der Rauheit S_a und S_z und c) der Härte über dem Spurabstand h_s bei einer konstanten Laserleistung $P_L = 250 \text{ W}$ und einer konstanten Scangeschwindigkeit $v_s = 850 \text{ mm/s}$ nach (A_Kramer 2020)

Der Einfluss des Spurabstands auf die Härte der Probe (Abbildung 5-11 c) zeigt ein ähnliches Bild wie bereits der Einfluss der Laserleistung. Die gemessenen Härtewerte weisen keine wesentlichen Unterschiede über den Spurabstand auf. Es ist allerdings eine leichte Erhöhung der Härte von 580 HV auf 630 HV bei den wärmebehandelten Proben, bei einem Spurabstand von 100 μm , zu erkennen.

5.5 Zusammenfassung der Wechselwirkungen der PBF-LB-Stellgrößen

Bei der Bewertung aller Ergebnisse ist festzustellen, dass die These aus dem Stand der Technik (Mugwagwa, Yadroitsev & Matope 2019) und der eigenen Vorarbeiten mit AlSi10Mg auch für das Material 1.2709 bestätigt werden kann. Die Volumenenergiedichte E_V alleine ermöglicht keine hinreichende Vorhersage der Prozessergebnisse bezüglich Dichte, Gefüge, Rauheit der Oberfläche und Härte der Bauteile. Dennoch können für die Volumenenergiedichte einige Tendenzen festgestellt werden, welche die Erkenntnisse aus der Literatur bestätigen. Eine mittlere bis hohe Volumenenergiedichte E_V führt zu hohen relativen Dichten im Bauteil und zu einer besseren Oberflächenqualität. Bei einem zu niedrigen Energieeintrag entstehen Poren über mehrere Schichten, die zu Vertiefungen in der Upskin-Fläche der Bauteile führen können und so zu hohen Werten der Rauheit S_a und S_z . Ein zu niedriger Energieeintrag kann aber auch zu Poren zwischen den Schichten führen, welche negative Auswirkungen auf die Festigkeit der Bauteile haben, insbesondere in Aufbaurichtung. Bei einem deutlich zu hohen Energieeintrag entstehen Gasporen. Diese wirken sich hingegen weniger stark auf die relative Dichte aus. Die Rauheit S_z der Seitenflächen steigt mit steigender Volumenenergiedichte und das Bauteil neigt eher zum „Wachsen“, da der Wärmeeintrag in das angrenzende Pulverbett höher ist und zusätzliche Pulverpartikel mit aufgeschmolzen werden (Gebhardt 2013). In Bezug auf die Härte der Bauteile zeigt die Volumenenergiedichte E_V keinen nennenswerten Einfluss. Änderungen der Mikrohärtة ergeben sich durch Mikroporen und Änderungen der Korngröße aufgrund unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten. Diese können aber nicht auf eine niedrige oder hohe Volumenenergiedichte zurückgeführt werden. Im Gegensatz dazu ist die Makrohärtة von den Poren im Bauteil abhängig und somit beeinflusst die Volumenenergiedichte die Makrohärtة der PBF-LB-Proben.

Die Volumenenergiedichte E_V zeigt ebenfalls die Grenzen des Prozessfensters für den PBF-LB-Prozess beim Werkstoff 1.2709 auf. Hierbei konnte generell festgestellt werden, dass mit einer Volumenenergiedichte $E_V < 30\text{-}40 \text{ J/mm}^3$ keine Bauteile entsprechend der Anforderungen an die relative Dichte hergestellt werden können, da sich der Prozess an der Grenze zum Lasersintern befindet und Poren aufgrund unaufgeschmolzener Bereiche im Bauteil dominieren. Mit einer Volumenenergiedichte $E_V > 130\text{-}$

150 J/mm³ können ebenfalls keine den Anforderungen entsprechenden Bauteile hergestellt werden, da sich Artefakte auf der Oberfläche bilden, welche die Beschichterringe beschädigen können und zum Abbruch des Prozesses führen. Im Bereich von 40 J/mm³ und 130 J/mm³ wechselwirken die Laserleistung P_L , die Scangeschwindigkeit v_s und der Spurbstand h_s stark und die erzielbaren Eigenschaften eines PBF-LB-Bauteils ändern sich stark. Dies macht sich in den Diagrammen zum Einfluss der Volumenenergiedichte vor allem durch die Ausreißer bei den Messwerten für die relative Dichte und die Rauheit S_a und S_z bemerkbar, welche durch Extremwerte einer Prozessstellgröße entstanden sind.

Betrachtet man den Einfluss der einzelnen Prozessstellgrößen auf das Ergebnis im PBF-LB-Prozess, zeigen die Ergebnisse der Parameterstudie grundsätzlich die gleichen Zusammenhänge wie bereits in der Literatur beschrieben. Die wesentlichen Einflüsse der Prozessstellgrößen Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Spurbstand sind in der Abbildung 5-12 zusammengefasst.

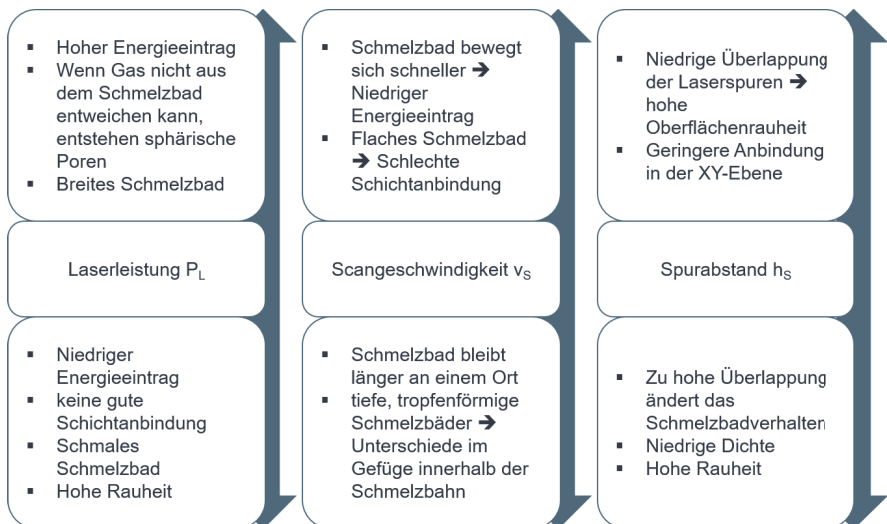


Abbildung 5-12: Zusammenfassende Darstellung des Einflusses der Stellgrößen auf die Bauteilzustände und den PBF-LB-Prozess

Eine hohe Laserleistung führt zu einem hohen Energieeintrag im Bauteil, dieser kann zur Bildung von Gaspartikeln führen, welche durch ihre sphärische Form gut erkennbar sind. Diese Poren sind eher klein, weshalb sie sich weniger auf die relative Dichte und

die Oberflächenrauheit der Bauteile auswirkt. Eine niedrige Laserleistung hingegen führt zu einem niedrigen Energieeintrag, welcher zu Bereichen mit nicht aufgeschmolzenem Pulver führt und zu einer schlechten Schichtanbindung. Diese Poren wirken sich deutlich auf die relative Dichte des Bauteils aus, welche bei einer niedrigen Laserleistung stark abfällt und auf die Oberflächenrauheit der Bauteile, die zunimmt. Solche großen Poren entstehen zudem aufgrund von Änderungen der Schmelzbadgeometrie durch eine zu hohe oder zu niedrige Laserleistung. Die Laserleistung beeinflusst maßgeblich die Breite des Schmelzbades, welches bei einer hohen Laserleistung breiter wird und bei einer niedrigen schmaler. Aufgrund der schmalen Geometrie des Schmelzbades muss der Spurabstand so gewählt werden, dass die Schmelzbahnen noch eine ausreichende Überlappung aufweisen, um ein Bauteil mit hoher relativer Dichte zu erzeugen.

Die Scangeschwindigkeit hingegen beeinflusst die Tiefe des Schmelzbades. Bei einer hohen Scangeschwindigkeit bewegt sich die Schmelzzone und somit das Schmelzbad schneller. Dies führt zu einem niedrigen Energieeintrag. Aufgrund dessen entstehen weniger tiefe Schmelzbäder, welche zu einer mangelnden Schichtanbindung führen und somit längliche Poren zwischen den Schichten entstehen lassen können. Bei einer niedrigen Scangeschwindigkeit ist das Gegenteil der Fall. Die Schmelzzone bleibt länger an einem Ort und es entsteht ein höherer Energieeintrag, welcher zu einem tiefen meist tropfenförmigen Schmelzbad führt. Diese Schmelzbäder weisen Zonen mit unterschiedlichen Gefügen auf, da sie unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten im oberen und unteren Bereich erfahren. Eine niedrige Scangeschwindigkeit führt allerdings zu einer höheren relativen Dichte, da hier keine Poren zwischen den Schichten entstehen.

Ein hoher Spurabstand führt zu einer niedrigen Überlappung der Schmelzbahnen, welche ebenfalls zu nicht aufgeschmolzenen Bereichen im Bauteil führt und sich somit negativ auf die relative Dichte und die Rauheit der Bauteiloberfläche auswirkt. Ein geringer Spurabstand führt zu einer zu großen Überlappung der Schmelzbäder. Ein Spurabstand von $h_s = 50 \mu\text{m}$ führt meistens, unabhängig von der Kombination an Prozessstellgrößen, zu hohen Rauheiten und zu einer niedrigen relativen Dichte.

Es kann außerdem gezeigt werden, dass eine hohe Laserleistung P_L , eine niedrige Scangeschwindigkeit v_s und ein hoher Spurabstand h_s im untersuchten Stellgrößenbereich zu einer hohen relativen Dichte und zu einer niedrigen Rauheit S_a und S_z führen. Zusätzlich kann ein Zusammenhang zwischen einer niedrigen relativen Dichte und einer hohen Rauheit ermittelt werden. Aufgrund der großen Poren in den Proben mit

niedriger relativer Dichte entstehen meist Poren an der Oberfläche, welche einen negativen Einfluss auf die Rauheit haben.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Volumenenergiedichte E_V trotz ihrer Ungenauigkeiten und ihrer Indifferenz, die beste Methode darstellt, um verschiedene Sätze an Stellgrößen qualitativ zu vergleichen. Daher wird ihr Einfluss in dieser Arbeit, zusätzlich zu den einzelnen Prozessstellgrößen, weiterhin betrachtet.

Die untersuchten Sätze an Stellgrößen werden als Stellgrößenbibliothek für diese Arbeit aufgestellt, aufgrund der Hypothese, dass eine direkte Übertragung der Literaturwerte auf den eigenen Prozess zu ungenau ist. Diese Hypothese hat sich bestätigt. Die Ergebnisse aus der Literatur basieren auf unterschiedlichen Anlagen, Fokusdurchmessern und Auswertemethoden, dadurch ist die direkte Übertragbarkeit nicht sichergestellt.

6 Analyse des Fräsprozesses am Werkstoff 1.2709

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Untersuchungen zum Prozessschritt Fräsen dargestellt und diskutiert. Wie in Kapitel 4.4 erläutert, wird das Schlichten der Bauteile nach der additiven Fertigung mit und ohne anschließender Wärmebehandlung untersucht. Hierbei werden der Einfluss der Bauteilgeometrie, das Stirn- und das Umfangsfräsen sowie der Verzug an dünnwandigen Bauteilen oder Bauteilbereichen untersucht. Die Ergebnisse werden in diesem Kapitel nacheinander betrachtet.

Untersucht werden die maximale Luftschallamplitude der Prozessschwingungen und die Prozesskräfte während des Fräsprozesses, sowie die resultierende Oberflächenrauheit S_a nach dem Fräsen in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte, der Laserleistung, der Scangeschwindigkeit, dem Spurabstand, der Schnittgeschwindigkeit und dem Vorschub. Bei den gemessenen Prozesskräften werden die Vorschubkraft, die Aktivkraft und Schnittkraft betrachtet. Hierbei korrelieren die Schnittkraft mit der Vorschub- und der Aktivkraft linear mit einem Korrelationskoeffizienten nach Pearson von 0,958 und 0,999. Aus diesem Grund wird in diesem Kapitel nur die Schnittkraft betrachtet. Diese weist das höchste Kraftniveau und Kraftdelta auf.

6.1 Einfluss der Bauteilgeometrie

In einem ersten Schritt wird der Einfluss der Bauteilgeometrie betrachtet. Hierbei wurden Proben mit der Treppenstufengeometrie aus Abbildung 4-5 mit den PBF-LB-Stellgrößen aus Tabelle 4-10 gefertigt. Die einzelnen Stufen wurden im Stirn- und Umfangsfräsen mit einer konstanten Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 100$ m/min und einem konstanten Vorschub pro Zahn von $f_z = 0,027$ mm/Zahn bearbeitet.

Abbildung 6-1 zeigt die gemessene Schnittkraft an den einzelnen Stufen der Proben in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte. Dabei ist zu erkennen, dass bei den auftretenden Kräften im Prozess kein signifikanter Unterschied zwischen der oberen, mittleren und unteren Treppenstufe auftritt. Die gemessenen Standardabweichungen sind klein. Diese Erkenntnisse gelten für das Stirn- und das Umfangsfräsen der Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand. Die Unterschiede im Gefüge und in der Dichte des Bauteils, die durch die gewählte Geometrie entstehen, sind demnach nicht groß genug, um durch die Kraftmessungen im Prozess dargestellt zu werden. Der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf die gemessenen Schnittkräfte wird in den nächsten Abschnitten betrachtet.

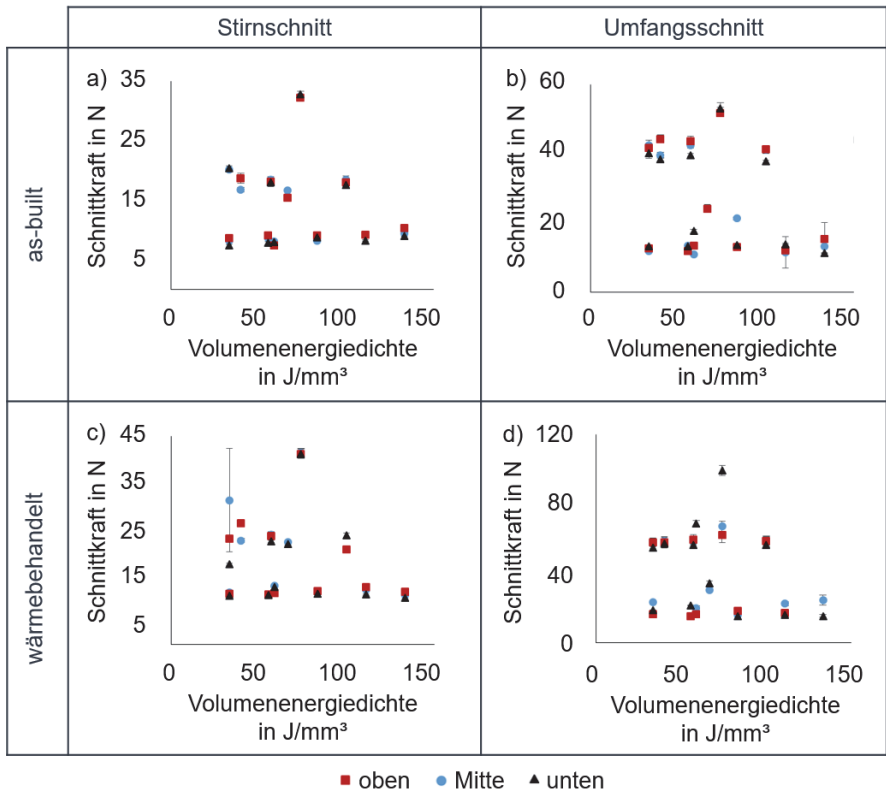


Abbildung 6-1: Schnittkraft über der Volumenenergie-dichte beim Fräsen der einzelnen Treppenstufen für Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand

Da in der Zerspanung keine signifikanten Unterschiede bei der Bearbeitung der unterschiedlichen Treppenstufen erkennbar sind, wurde die Probengeometrie für die weiteren Untersuchungen vereinfacht (s. Abbildung 4-6).

6.2 Variation der Stellgrößen in der Prozesskette PBF-LB-Fräsen

Im Folgenden werden der Einfluss der Laserleistung, der Scangeschwindigkeit und des Spurbabstands sowie der Einfluss der Schnittgeschwindigkeit und des Vorschubs auf den Fräsprozess sowie die erzielbare Oberfläche betrachtet. Dabei werden optimale Bearbeitungsbereiche nach folgenden Kriterien gewählt:

- Niedrige Luftschallamplitude, da dies auf wenige Prozessschwingungen schließen lässt.
- Niedrige Schnittkräfte, um den Werkzeugverschleiß gering zu halten.
- Niedrige Oberflächenrauheit.

Um die Anforderungen der Endanwender aus dem BMBF-Projekt HiPTSLAM zu treffen, muss eine Oberflächenrauheit $R_a = 0,48 \mu\text{m}$ erreicht werden.

6.2.1 Stirnfräsen

Die Versuche zum Stirnfräsen wurden nach den oben gezeigten Ergebnissen der Treppeinstufenversuche an der vereinfachten Probengeometrie aus Abbildung 4-6 durchgeführt. Durch die Variation der Prozessstellgrößen im PBF-LB-Prozess und im Fräsprozess können die Auswirkungen auf die Zielgrößen nicht getrennt voneinander betrachtet werden. Daher werden im Folgenden die Zusammenhänge jeweils einer Stellgröße im PBF-LB- und im Fräsprozess auf die Amplitude der Luftschallmessung zur Ermittlung der Prozessschwingungen, die Schnittkraft und die Oberflächenrauheit in einem Diagramm dargestellt. Wenn nicht weiter beschrieben, beziehen sich die ausgewerteten Daten der folgenden Abbildungen auf beide Versuchsreihen (s. Tabelle 4-9 und Tabelle 4-11), welche zur Untersuchung des Fräsprozesses durchgeführt wurden.

6.2.1.1 Volumenenergiedichte

Die Volumenenergiedichte E_V setzt sich aus der Laserleistung, der Scangeschwindigkeit und dem Spurbabstand zusammen und ermöglicht dadurch einen ersten Überblick über den Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf den Fräsprozess. Hierbei wird zuerst der Einfluss der Schnittgeschwindigkeit und des Vorschubs auf die Luftschallamplitude, die Schnittkraft und die Oberflächenrauheit betrachtet.

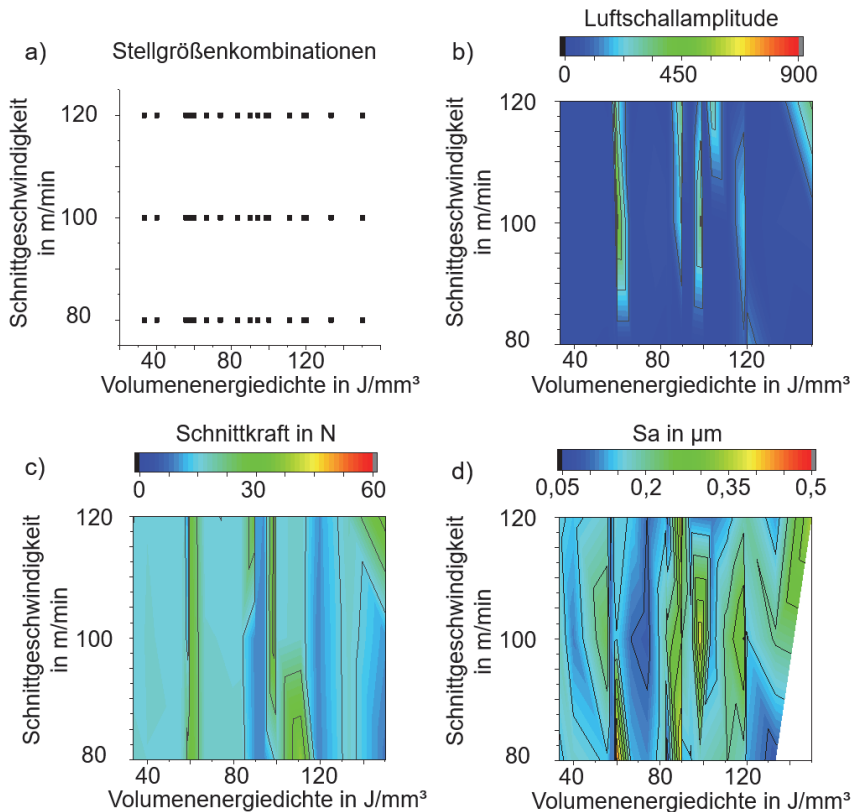


Abbildung 6-2: a) Verwendete Stellgrößenkombinationen, b) Luftschallamplitude, c) Schnittkraft, d) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Volumenenergie-dichte beim Stirnfräsen der PBF-LB-Proben im as-built Zustand

Abbildung 6-2 stellt die verwendeten Stellgrößenkombinationen und die Ergebnisse der Fräsversuche im Stirnschnitt an den Proben im as-built-Zustand dar. Die in Abbildung 6-2 a) dargestellten Stellgrößenkombinationen wurden ebenfalls in den folgenden Ergebnisdarstellungen zum Stirnfräsen und Umfangsfräsen verwendet. Aus den in Abbildung 6-2 b) bis d) dargestellten Ergebnissen können zunächst keine allgemeinen Tendenzen zum Einfluss der Volumenenergie-dichte abgeleitet werden. Hingegen sind in

Abbildung 6-2 Bereiche mit hoher Luftschallamplitude und hoher Schnittkraft erkennbar, welche zu einer erhöhten Rauheit S_a führen. Dieser Zusammenhang gilt für Volumenenergiedichten $E_V \approx 60 \text{ J/mm}^3$ und $E_V \approx 100 \text{ J/mm}^3$. Er besitzt allerdings keine allgemeine Gültigkeit, da bei $85 \text{ J/mm}^3 < E_V < 95 \text{ J/mm}^3$ die niedrigsten Luftschallamplituden und Schnittkräfte auftreten, die Proben aber eine mittlere Rauheit $0,17 \mu\text{m} < S_a < 0,38 \mu\text{m}$ aufweisen.

Der Standardstellgrößensatz für den PBF-LB-Prozess weist eine Volumenenergiedichte $E_V = 58,82 \text{ J/mm}^3$ auf. Bei dieser entstehen die niedrigsten Oberflächenrauheiten an den Proben im as-built Zustand über alle Schnittgeschwindigkeiten hinweg trotz einer erhöhten Luftschallamplitude und Schnittkraft im Prozess.

Die Ergebnisse der wärmebehandelten Proben zeigen ähnliche Zusammenhänge wie die der as-built Proben. In Abbildung 6-3 ist zu erkennen, dass ebenfalls keine eindeutige Tendenz der untersuchten Größen in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte zu erkennen ist und sich Maxima und Minima bei steigender E_V abwechseln. Abbildung 6-3 a) und b) weisen die höchsten Luftschallamplituden und Kräftenmaxima sowie die größte Anzahl an Maxima bei mittleren Volumenenergiedichten zwischen 80 und 120 J/mm^3 auf.

Im Bereich mittlerer Volumenenergiedichten treten ebenfalls hohe Oberflächenrauheiten auf. Im Bereich hoher und niedriger Volumenenergiedichten können im Gegensatz zu den Prozesskenngrößen Luftschallamplitude und Schnittkraft keine geringeren Oberflächenrauheiten ermittelt werden. Die niedrigen Luftschallamplituden und Schnittkräfte bei $E_V \leq 60 \text{ J/mm}^3$ entstehen aufgrund der deutlich niedrigeren relativen Dichte von 80 % bis 90 % der Proben. Die niedrigere relative Dichte und die Form der Poren aus Abbildung 5-1 und Abbildung 5-3 ist der Grund für die hohen Werte für S_a von bis zu $0,25 \mu\text{m}$, da die im Gefüge entstandenen Poren durch die fräsende Nachbearbeitung ofengelegt werden.

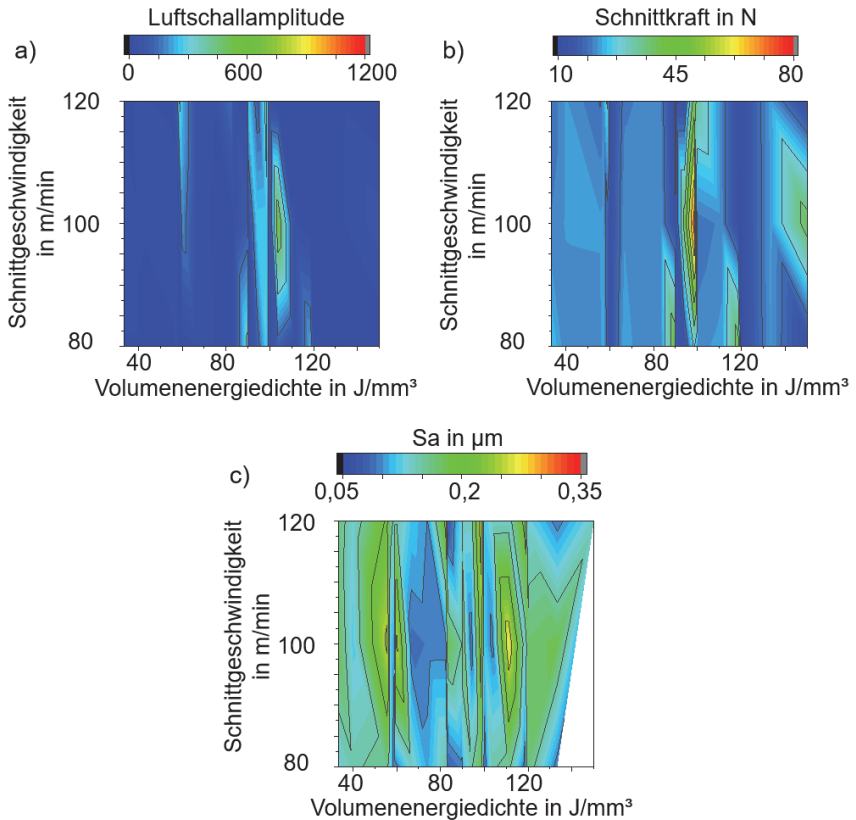


Abbildung 6-3: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft, c) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Volumenenergiedichte beim Stirnfräsen der PBF-LB-Proben im wärmebehandelten Zustand

Anhand der Ergebnisse aus Abbildung 6-2 und Abbildung 6-3 kann gezeigt werden, dass über die Volumenenergiedichte und die Schnittgeschwindigkeit keine Korrelation der Luftschallamplitude und Prozesskräfte mit der Oberflächenrauheit erkennbar ist. Außerdem kann gezeigt werden, dass die untersuchten Prozessgrößen stärker von der Volumenenergiedichte als von der Schnittgeschwindigkeit abhängen, da über E_V das Delta der gemessenen Werte über alle untersuchten Größen hinweg größer ist.

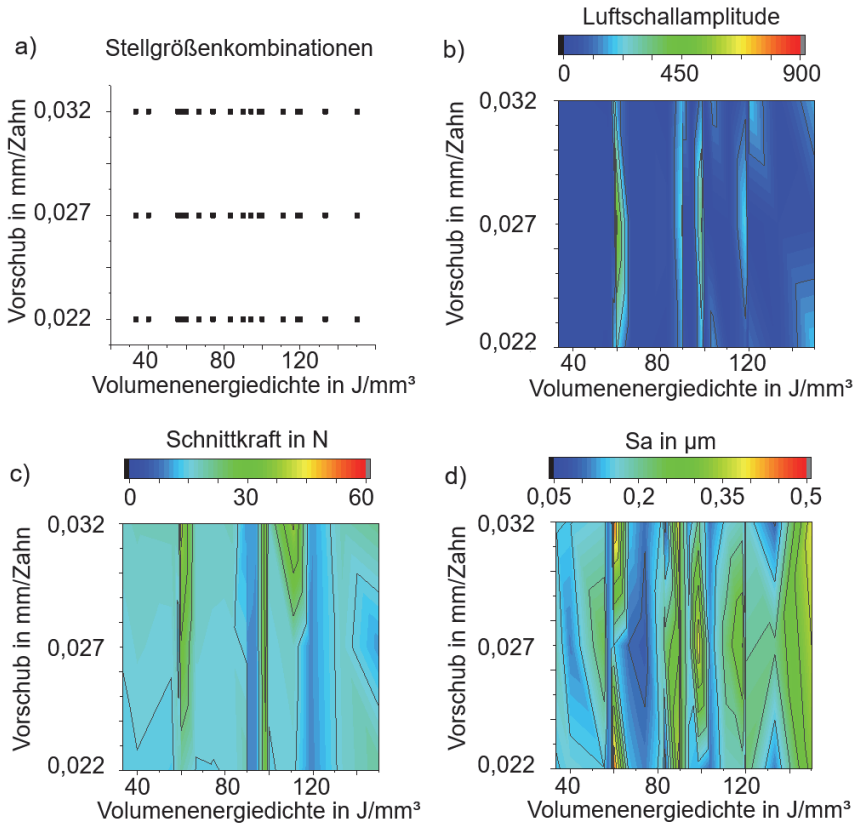


Abbildung 6-4: a) *Verwendete Stellgrößenkombinationen*, b) *Luftschallamplitude*, c) *Schnittkraft*, d) *Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Volumenenergiegedichte beim Stirnfräsen der PBF-LB-Proben im as-built Zustand*

In einem nächsten Schritt wird der Einfluss der Volumenenergiegedichte und des Vorschubs auf die Luftschallamplituden, Schnittkräfte und Oberflächenrauheiten ermittelt. Abbildung 6-4 stellt die verwendeten Stellgrößenkombinationen und die Ergebnisse für die Proben im as-built Zustand dar. Hierbei ist zu erkennen, dass bei der Luftschallamplitude, der Schnittkraft und der Oberflächenrauheit Maxima und Minima bei Bereichen gleicher Volumenenergiegedichte entstehen. Diese sind ähnlich wie die Bereiche, welche zu Abbildung 6-2 beschrieben werden. Im Gegensatz zur Schnittgeschwindigkeit kann

bei einem Anstieg des Vorschubs kein Anstieg der Schnittkraft gemessen werden (Abbildung 6-4 c). Bei der Luftschallamplitude (Abbildung 6-4 b) sind die lokalen Maxima der Bereiche bei einem mittleren Vorschub von $f_z = 0,027$ mm, während bei der Oberflächenrauheit S_a die lokalen Maxima und Minima keinem hohen oder niedrigen Vorschub zugeordnet werden können. In diesem Fall können die Luftschallamplituden- und die Kraftmessung auch kein Indikator für die Oberflächenqualität der Probe sein.

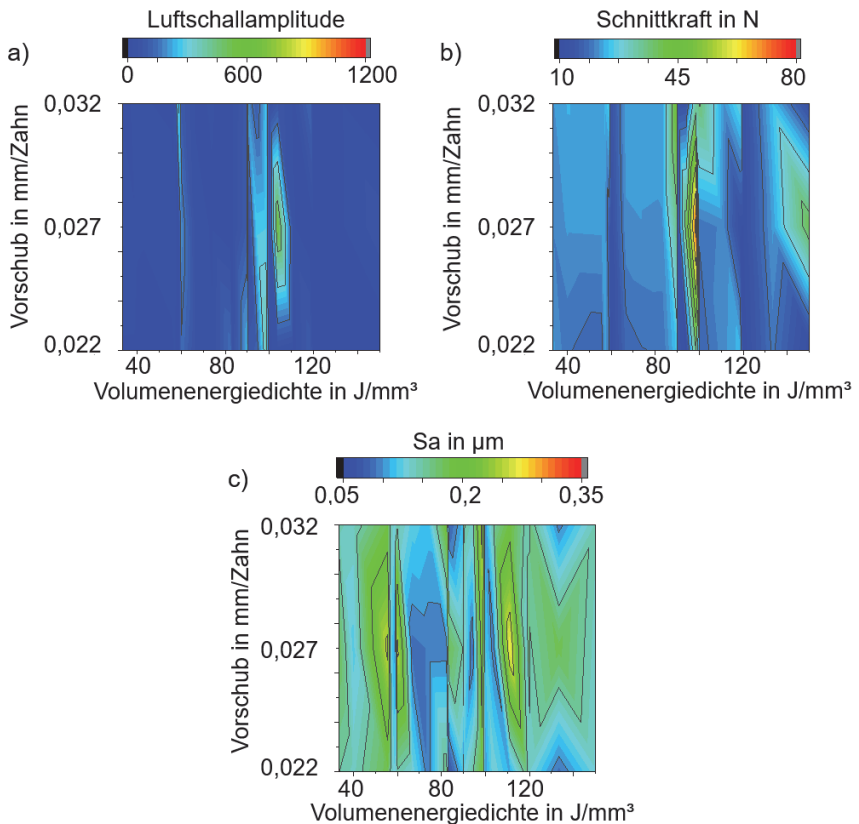


Abbildung 6-5: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft, c) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Volumenenergiedichte beim Stirnfräsen der PBF-LB-Proben im wärmebehandelten Zustand

Bei der Betrachtung des Einflusses des Vorschubs zeigen die Ergebnisse der Stirnfräsversuche der Proben im wärmebehandelten Zustand die gleichen Tendenzen wie die im as-built Zustand (Abbildung 6-5).

Anhand der Ergebnisse aus Abbildung 6-4 und Abbildung 6-5 kann gezeigt werden, dass bei steigendem Vorschub bis zu einer Volumenenergiedichte $E_V = 120 \text{ J/mm}^3$ die Schnittkräfte steigen. Bei steigender Volumenenergiedichte kann bei den as-built sowie bei den wärmebehandelten Proben keine Tendenz der Luftschallamplitude, Schnittkraft oder Oberflächenrauheit gezeigt werden.

Die beschriebenen Abbildungen zeigen, dass für alle untersuchten Schnittgeschwindigkeiten und Vorschübe bei einer Volumenenergiedichte zwischen 60 und 80 J/mm^3 die Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand nach dem Stirnfräsen niedrige Oberflächenrauheiten $S_a < 0,17 \text{ }\mu\text{m}$ aufweisen und niedrige Luftschallamplituden und Schnittkräfte auftreten. Dieses Prozessfenster scheint in Hinblick auf eine Nachbearbeitung mittels Stirnfräsen besonders geeignet.

Zum Vergleich der gemessenen Prozesskräfte mit den Materialeigenschaften der Proben (relative Dichte und Härte) werden die Ergebnisse aus der ersten Versuchsreihe (s. Tabelle 4-9) gewählt. Da in der zweiten Versuchsreihe ausschließlich Stellgrößen mit einer hohen relativen Dichte und hohen Härte gewählt wurden, können diese für den Vergleich mit den Materialeigenschaften nicht herangezogen werden. Die in Tabelle 4-9 dargestellten Stellgrößen ergeben Proben mit deutlich unterschiedlichen Dichten und einer variierenden Mikrohärtigkeit. Die Zusammenhänge der Dichte und der Härte mit der Volumenenergiedichte nach (A_Ochsenstein 2020) sind in Abbildung 6-6 a) und b) dargestellt und entsprechen den bereits bekannten Zusammenhängen aus dem Stand der Technik und der Parameterstudie aus Kapitel 5.1.

Die Verläufe der Vorschubkraft und der Schnittkraft über die Volumenenergiedichte der Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand sind in Abbildung 6-6 c) und d) dargestellt. Es ist keine Tendenz einer Kraftzunahme oder -abnahme in Abhängigkeit der Volumenenergiedichte zu erkennen. Die Verläufe der gemessenen Kräfte sind, wie die Verläufe der gemessenen Härte, nahezu konstant. Die Diagramme weisen zwei Ausreißer bei einer Volumenenergiedichte $E_V = 100 \text{ J/mm}^3$ und $E_V = 111 \text{ J/mm}^3$ auf, welche aus den vorliegenden Daten nicht zu erklären sind. Ein Abfall der Prozesskräfte aufgrund einer deutlich geringeren relativen Dichte von $\rho_{rel} < 94 \text{ }\%$ kann im Stirnschnitt nicht beobachtet werden. Ein Vergleich der Ergebnisse der Proben im as-built Zustand

mit denen im wärmebehandelten Zustand zeigt, dass die Härte von durchschnittlich 400 HV0,1 durch die Wärmebehandlung um 50 % auf 600 HV0,1 gesteigert werden konnte und diese Härtesteigerung zu einer Zunahme der Schnittkräfte um 100 % geführt hat.

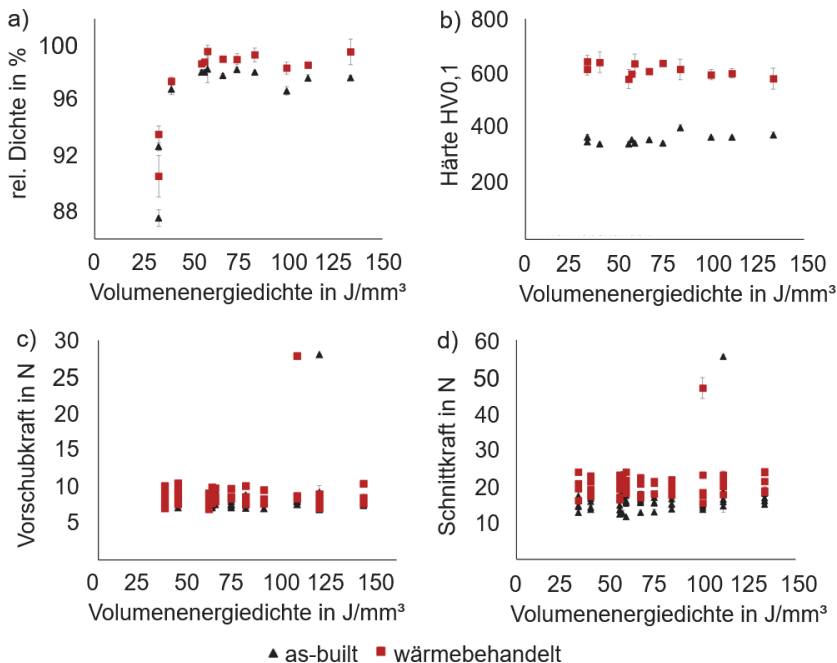


Abbildung 6-6: a) Relative Dichte, b) Härte c) Vorschubkraft und d) Schnittkraft im as-built und im wärmebehandelten Zustand über die Volumenenergiedichte beim Stirnfräsen der Proben aus 1.2709

In Abbildung 6-7 sind die Luftschallamplitude, die Schnittkraft und die Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der relativen Dichte dargestellt. Hierbei werden alle untersuchten Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand gemeinsam betrachtet. Die Abbildung zeigt, dass eine hohe Porosität und somit einhergehende niedrige relative Dichte zu niedrigeren Luftschallamplituden, Schnittkräften und Oberflächenrauheiten führt. Bei einer hohen relativen Dichte können während der Zerspanung hohe sowie niedrige Luftschallamplituden und Schnittkräfte auftreten und Oberflächen mit einem

hohen sowie niedrigen Sa-Wert entstehen. Bei hohen relativen Dichten muss der Einfluss der Härte und anderer Gefügeeigenschaften daher eine größere Rolle spielen.

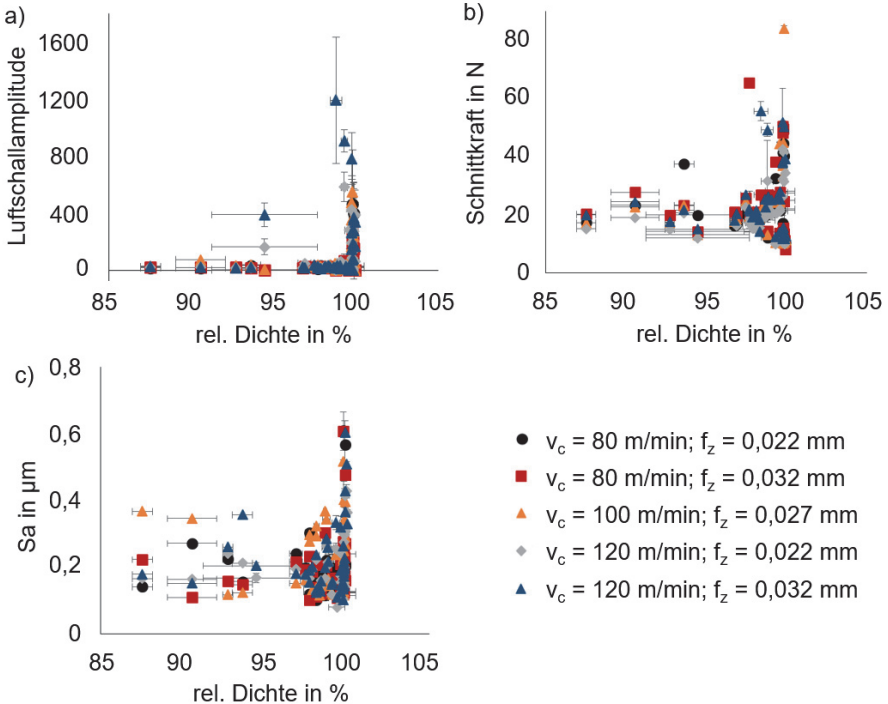


Abbildung 6-7: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft und c) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der relativen Dichte beim Stirnfräsen

Diese Ergebnisse zeigen, dass die relative Dichte der Bauteile die Bearbeitung und die zu erreichende Qualität wesentlich beeinflusst. Bei Bauteilen mit einer hohen relativen Dichte ist aber die Mikrohärtigkeit der Bauteile bei der fräsenden Nachbearbeitung der PBF-LB-Proben im Stirnschnitt zu beachten.

Der aus den vorangegangenen Ergebnissen festgelegte Bereich bei einer Volumenergiedichte $60 < E_V < 80 \text{ J/mm}^3$, welcher in der Prozesskette zu einer niedrigen Oberflächenrauheit S_a führt, kann, je nach gewählten Satz an Stellgrößen, zu Bauteilen mit einer hohen relativen Dichte und einer hohen Mikrohärtigkeit nach dem PBF-LB-Pro-

zess führen. Die hohe relative Dichte und die gewählten Prozessstellgrößen beim Fräsen führen zu der in den Abbildung 6-2 bis Abbildung 6-5 dargestellten niedrigen Oberflächenrauheit. Mit der fräsenden Nachbearbeitung kann bei jeder untersuchten Kombination an Prozessstellgrößen in der Prozesskette PBF-LB und Fräsen eine niedrige Oberflächenrauheit erreicht werden. Dies setzt allerdings voraus, dass die relative Dichte der Bauteile hoch ist.

6.2.1.2 Laserleistung

Nach der Volumenenergiedichte wird der Einfluss der einzelnen PBF-LB-Prozessstellgrößen, aus denen die Volumenenergiedichte zusammengesetzt ist, und der Stellgrößen im Fräsprozess auf die maximale Luftschallamplitude, die Schnittkräfte und die erreichbare Oberflächenrauheit untersucht. Aus Kapitel 5.2 ist bekannt, dass die Laserleistung und die Volumenenergiedichte ähnlich auf die Dichte und Härte wirken.

Abbildung 6-8 zeigt die in den folgenden Abbildungen verwendeten Stellgrößenkombinationen in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Laserleistung sowie in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Laserleistung für die Betrachtung der spannenden Nachbearbeitung mittels Stirn- und Umfangsfräsen.

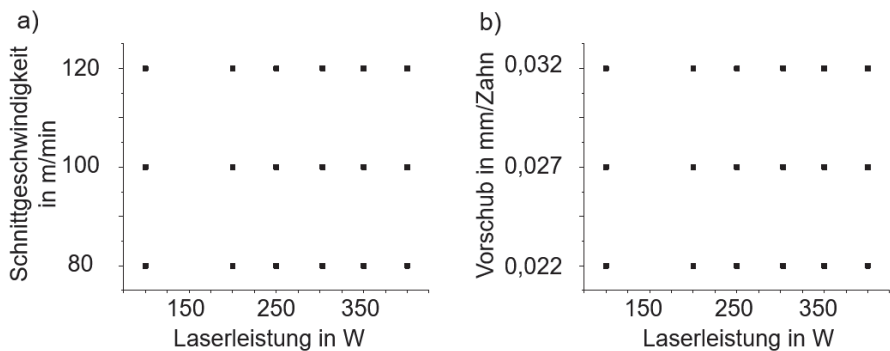


Abbildung 6-8: Verwendete Stellgrößenkombinationen in Abhängigkeit von a) der Schnittgeschwindigkeit und b) dem Vorschub und der Laserleistung

In einem ersten Schritt werden die gemessenen Luftschallamplituden, Schnittkräfte und Oberflächenrauheiten in Abhängigkeit von der Laserleistung und der Schnittgeschwindigkeit untersucht. Abbildung 6-9 a) und d) stellen die maximalen Luftschallamplituden während des Stirnfräsens der Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand

dar. Dabei kann festgestellt werden, dass die Luftschallamplitude bis zu einer Laserleistung $P_L = 250$ W minimal über alle untersuchten Schnittgeschwindigkeiten ist. Während der fräsenden Nachbearbeitung der Proben im as-built Zustand, steigt die Luftschallamplitude bei $P_L > 250$ W und einer steigenden Schnittgeschwindigkeit an. Bei den Proben im wärmebehandelten Zustand, die mit einer Laserleistung von 250 bis 325 W gefertigt wurden, ist die Luftschallamplitude bei einer mittleren Schnittgeschwindigkeit $v_c = 100$ m/min am geringsten, während sie ein Maximum bei Proben erreicht, die mit einer $P_L > 325$ W gefertigt wurden.

Bei der Betrachtung der gemessenen Schnittkräfte beim Fräsen der as-built und der wärmebehandelten Proben kann ebenfalls die Abgrenzung in $P_L < 250$ W und $P_L > 250$ W erfolgen (s. Abbildung 6-9 b und e). Für $P_L < 250$ W steigt die Schnittkraft mit steigender Laserleistung und sinkender Schnittgeschwindigkeit um 5 N an. Ein eindeutiger Kraftanstieg von ca. 25 N im as-built und 35 N im wärmebehandelten Zustand wird für $P_L > 250$ W gemessen. Hierbei steigt die Schnittkraft mit steigender Schnittgeschwindigkeit bei der Bearbeitung von Proben im as-built Zustand, während sie bei der Bearbeitung von Proben im wärmebehandelten Zustand abnimmt.

Zuletzt werden die Oberflächen nach dem Stirnfräsen betrachtet. In Abbildung 6-9 c markiert die Laserleistung $P_L = 250$ W ebenfalls eine Grenze, wobei in diesem Fall besonders die Bereiche von 200 bis 250 W und von 250 bis 350 W herausstechen. Für $200 \text{ W} \leq P_L \leq 250 \text{ W}$ können besonders niedrige Rauheiten mit einem minimalen $S_a = 0,09 \mu\text{m}$ bei $P_L = 250$ W und $v_c = 80$ m/min erreicht werden, während für $250 \text{ W} < P_L < 350 \text{ W}$ besonders hohe Rauheiten auftreten, mit einem Maximum von $S_a = 0,39 \mu\text{m}$ bei $P_L = 300$ W und $v_c = 80$ m/min und $v_c = 120$ m/min. Bei der Betrachtung der wärmebehandelten Proben sind diese zwei Bereiche nicht zu erkennen. In Abbildung 6-9 f) ist zu sehen, dass bei Laserleistungen zwischen 200 W und 375 W niedrige Werte für $S_a < 0,16 \mu\text{m}$ nach dem Fräsen erreichbar sind. Eine minimale Rauheit von $S_a = 0,07 \mu\text{m}$ kann bei den wärmebehandelten Proben ebenfalls bei $P_L = 250$ W und $v_c = 80$ m/min erreicht werden.

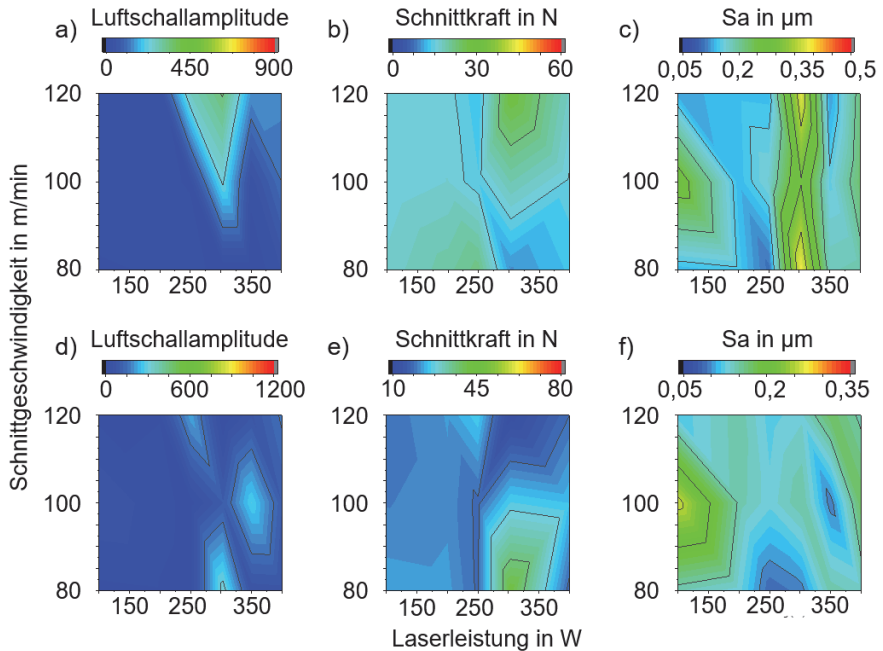


Abbildung 6-9: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Laserleistung im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Stirnfräsen

Ein Vergleich der Ergebnisse aus Abbildung 6-9 mit den dargestellten Zusammenhängen der Laserleistung mit der relativen Dichte und der Härte aus Abbildung 5-9, zeigt, dass ein Anstieg der Luftschallamplitude und der Kräfte bei $P_L > 250$ W mit dem Erreichen des Plateaus der maximalen relativen Dichte korreliert. Eine optimale Bauteilbearbeitung scheint bei $P_L = 250$ W möglich, da hier die gemessenen Luftschallamplituden und Schnittkräfte im unteren Bereich liegen und eine gute Oberflächenqualität erreicht wird. Außerdem können bei $P_L = 250$ W Bauteile mit einer hohen relativen Dichte und Härte im PBF-LB-Prozess hergestellt werden. Eine niedrige Schnittgeschwindigkeit $v_c = 80$ m/min verbessert zudem die Oberflächenqualität.

In einem zweiten Schritt wird der Einfluss der Laserleistung und des Vorschubs auf die gemessenen Luftschallamplituden, Schnittkräfte und Oberflächenrauheiten betrachtet.

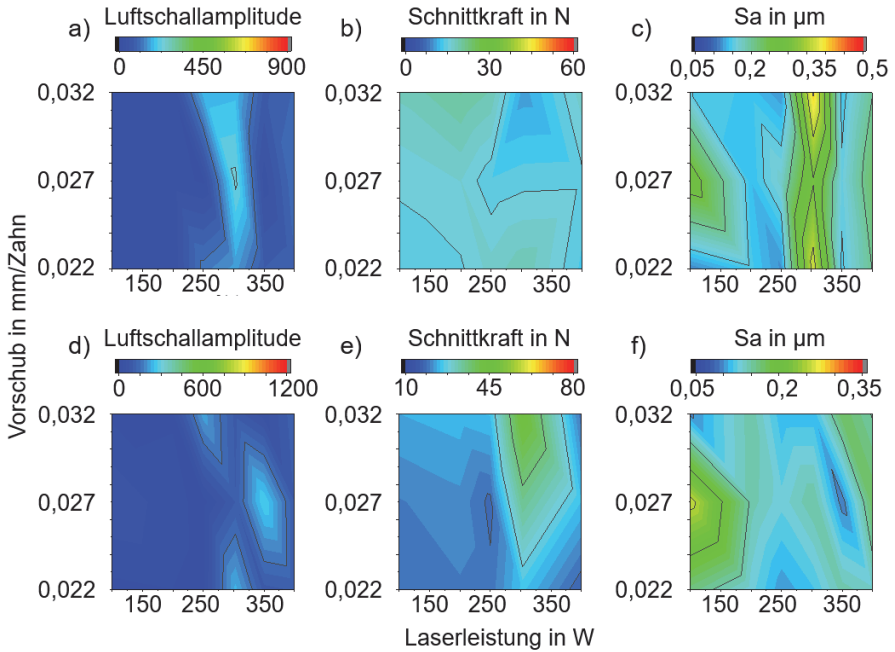


Abbildung 6-10: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Laserleistung im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Stirnfräsen

Abbildung 6-10 zeigt, dass für den Vorschub die gleichen Zusammenhänge vorliegen, wie für die Schnittgeschwindigkeit, wobei der Zusammenhang der Schnittkräfte zum Vorschub umgekehrt ist, wie der der Schnittkräfte zur Schnittgeschwindigkeit.

In diesem Fall liegt ebenfalls der optimale Bearbeitungspunkt bei $P_L = 250$ W und der Vergleich zu den Materialeigenschaften aus Abbildung 5-9 ist analog zum Vergleich der Materialeigenschaften mit den Ergebnissen in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit. Somit ergibt sich nach der Betrachtung der Laserleistung ein optimaler Bearbeitungspunkt für die Prozesskette mit und ohne Wärmebehandlung bei $P_L = 250$ W, $v_c = 80$ m/min und $f_z = 0,022$ mm/Zahn.

6.2.1.3 Scangeschwindigkeit

Nach der Laserleistung wird die Scangeschwindigkeit betrachtet. Der Einfluss der Scangeschwindigkeit auf die Materialeigenschaften im PBF-LB-Prozess wird bereits in Kapitel 5.3 beschrieben.

Abbildung 6-11 zeigt die in den folgenden Abbildungen verwendeten Stellgrößenkombinationen in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Laserleistung sowie in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Laserleistung für die Betrachtung der spannenden Nachbearbeitung mittels Stirn- und Umfangsfräsen.

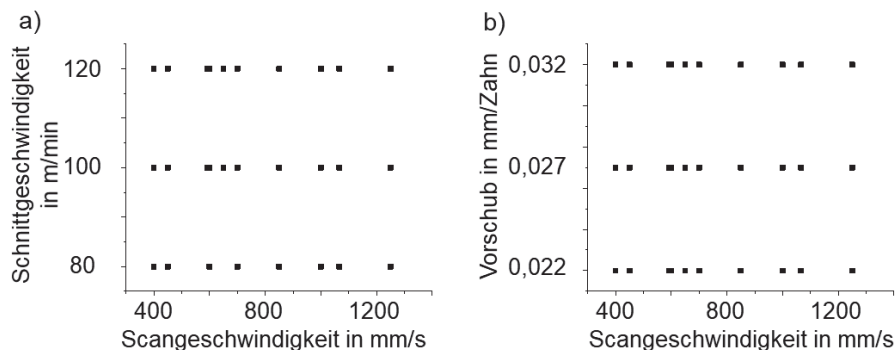


Abbildung 6-11: Verwendete Stellgrößenkombinationen in Abhängigkeit von a) der Schnittgeschwindigkeit und b) dem Vorschub und der Scangeschwindigkeit

Es wird der Einfluss der Scan- und Schnittgeschwindigkeit auf die Luftschallamplituden und Schnittkräfte im Fräsprozess sowie die resultierenden Oberflächen betrachtet. Abbildung 6-12 zeigt, dass es keine allgemeingültige Tendenz gibt, die für alle Schnittgeschwindigkeiten bei steigender Scangeschwindigkeit gilt und die für alle Scangeschwindigkeiten bei steigender Schnittgeschwindigkeit gültig ist. Es ist jedoch möglich für einzelne Bereiche der Scangeschwindigkeit Zusammenhänge zu beschreiben.

Ein Vergleich der Diagramme aus Abbildung 6-12 zeigt, dass für Proben im as-built sowie im wärmebehandelten Zustand, die Luftschallamplitude, die Schnittkraft und die Oberflächenrauheit S_a ein Bereich mit besonders hohen Werten für Scangeschwindigkeiten zwischen 600 mm/s und 700 mm/s aufweisen. In diesem Bereich kann man beim Vergleich mit den Materialeigenschaften (Abbildung 5-10) eine leicht niedrigere relative

Dichte und Härte sowie einen erhöhten Wert für S_a feststellen. Dieser Bereich sollte daher nicht als Stellgrößen für die Scangeschwindigkeit gewählt werden.

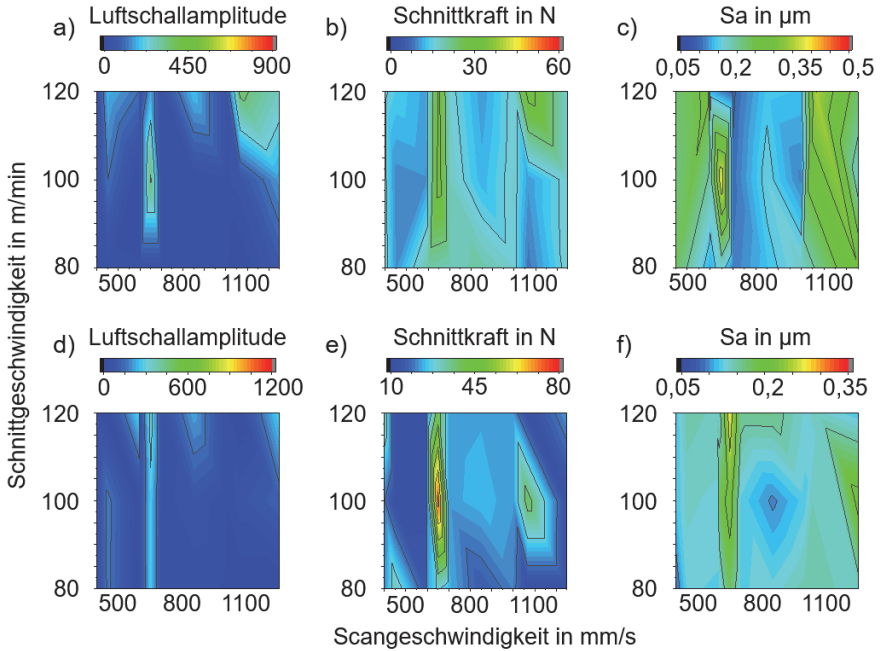


Abbildung 6-12: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Scangeschwindigkeit im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Stirnfräsen

Scangeschwindigkeiten zwischen 700 bis 1000 mm/s weisen tendenziell niedrige Schwingungen und Kräfte im Prozess auf. Bei den Proben im as-built Zustand (Abbildung 6-12 c) können in diesem Bereich, im Vergleich zu einer Scangeschwindigkeit zwischen 600 mm/s und 700 mm/s, um $0,3 \mu\text{m}$ geringere Werte für S_a erreicht werden. Die beste Oberfläche von $S_a = 0,08 \mu\text{m}$ kann bei den Versuchen mit $v_s = 700 \text{ mm/s}$ über alle untersuchten Schnittgeschwindigkeiten und bei $v_s = 1000 \text{ mm/s}$ und $v_c = 100 \text{ m/min}$ erreicht werden. Bei den Proben im wärmebehandelten Zustand (Abbildung 6-12 f) kann die beste Qualität von $S_a = 0,09 \mu\text{m}$ bei $v_s = 850 \text{ mm/s}$ und $v_c = 100 \text{ m/min}$ erreicht werden. Generell können mit und ohne Wärmebehandlung

gleichwertige Oberflächen hinsichtlich der Rauheit erreicht werden. Diese niedrige Rauheit korreliert mit der hohen erreichbaren relativen Dichte $\rho_{rel} > 99\%$ (s. Abbildung 6-7 c). Die relative Dichte nimmt ab $v_s > 850$ mm/s deutlich ab (s. Abbildung 5-10 a). Ein Vergleich mit Abbildung 5-10 c) zeigt, dass die maximale Härte der wärmebehandelten Proben bei $v_s = 850$ mm/s erreicht wird.

Die dargestellten Ergebnisse deuten auf ein Optimum der Prozesskette bei Scangeschwindigkeiten zwischen 700 und 900 mm/s im PBF-LB-Prozess und einer mittleren Schnittgeschwindigkeit $v_c = 100$ m/min im Fräsprozess hin.

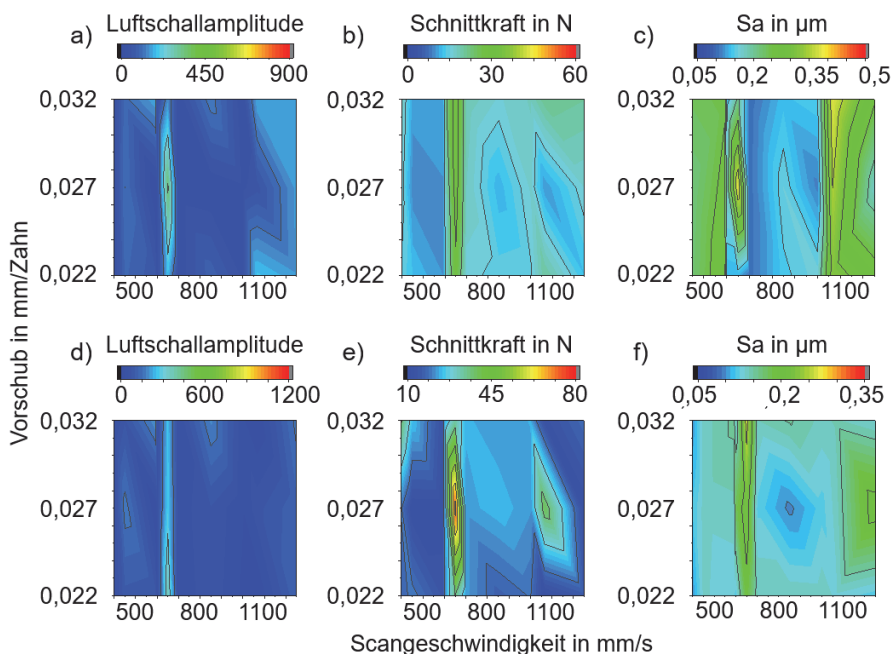


Abbildung 6-13: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Scangeschwindigkeit im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Stirnfräsen

Bei Betrachtung des Vorschubs und der Scangeschwindigkeit zeigt Abbildung 6-13, dass der Einfluss des Vorschubs identisch zum Einfluss der Schnittgeschwindigkeit ist

und somit das Feld der Stellgrößen des dargestellten Optimums um den Vorschub $f_z = 0,027$ mm/Zahn ergänzt werden kann.

Der Vergleich der Proben im as-built Zustand mit den Proben im wärmebehandelten Zustand zeigt, analog zu Abbildung 6-6, dass die Schnittkräfte bei den wärmebehandelten Proben doppelt so hoch sind wie die bei der Bearbeitung der Proben im as-built Zustand. Dieser Zusammenhang kann jedoch nicht durch die Messung der Prozessschwingungen abgeleitet werden (Abbildung 6-12 und Abbildung 6-13 a und d).

6.2.1.4 Spurbabstand

Abschließend wird der Einfluss des Spurbabstands auf das Stirnfräsen untersucht. Dieser geht im gleichen Verhältnis wie die Scangeschwindigkeit in die Volumenenergie-dichte ein. Der Einfluss des Spurbabstands auf den PBF-LB-Prozess ist in Kapitel 5.4 dargestellt.

Die für die Abbildungen in Abhängigkeit von dem Spurbabstand verwendeten Stellgrößenkombinationen im Stirn- sowie Umfangsfräsen sind in Abbildung 6-14 dargestellt.

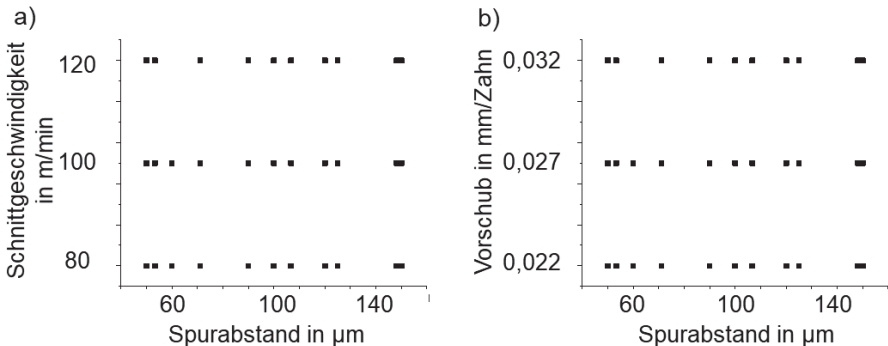


Abbildung 6-14: Verwendete Stellgrößenkombinationen in Abhängigkeit von a) der Schnittgeschwindigkeit und b) dem Vorschub und dem Spurbabstand

Anhand der Betrachtung des Einflusses des Spurbabstands und der Schnittgeschwindigkeit können, wie bei der Betrachtung der vorherigen Prozessgrößen, keine allgemeinen Tendenzen festgestellt werden. Abbildung 6-15 zeigt, dass bei einem Spurbabstand $h_s > 0,1$ mm deutlich höhere Schnittkräfte und Luftschallamplituden vorliegen und diese zu einer erhöhten Rauheit $S_a > 0,15$ μm führen.

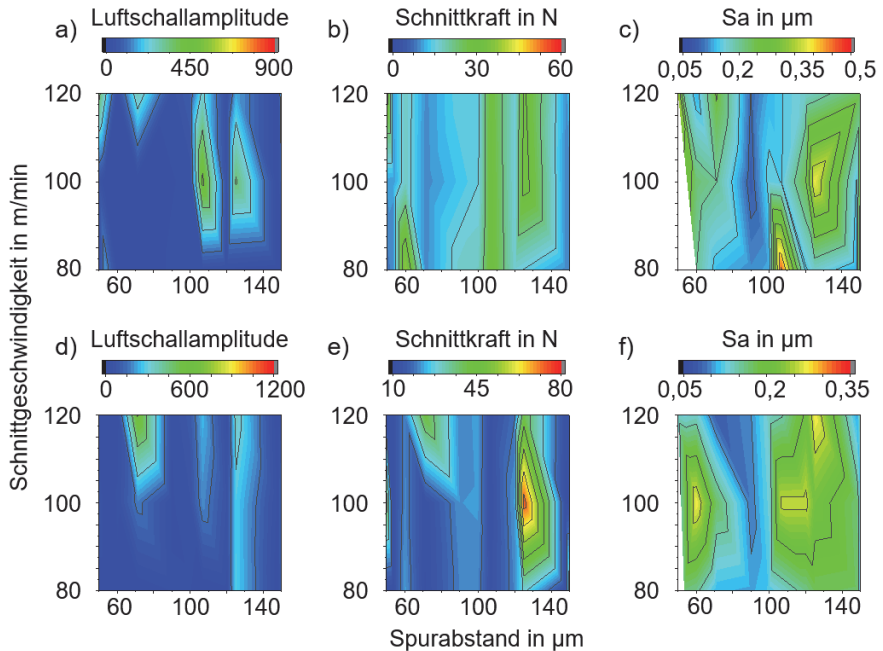


Abbildung 6-15: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und dem Spurbstand im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Stirnfräsen

Anhand der Abbildung 6-15 c) und f) ist zu erkennen, dass ein Spurbstand $h_s < 0,08$ mm ebenfalls zu einer hohen Oberflächenrauheit $S_a > 0,12$ µm führt und somit der Spurbstand für Proben aus 1.2709 zwischen 0,08 und 0,1 mm gewählt werden sollte, um nach dem Stirnfräsen eine höhere Oberflächenqualität zu erreichen. Dieses Prozessfenster führt über alle untersuchten Schnittgeschwindigkeiten zu geringeren Schwingungen im Prozess und führt auch zu geringeren Kräften.

Ein Vergleich mit dem Verlauf der relativen Dichte und der Härte aus Abbildung 5-11, zeigt, dass die maximale relative Dichte von $\rho_{rel} > 99$ % und die maximale Härte bei einem Spurbstand $h_s = 0,1$ mm erreicht wird und die relative Dichte insbesondere bei einem steigenden Spurbstand unter 90 % fällt. Dies korreliert mit den Ergebnissen in

Abbildung 6-15 c) und f). Ein optimales Fenster an Prozessstellgrößen für die Bearbeitung von PBF-LB-Bauteilen im Stirnfräsen ergibt sich für einen Spurbstand $0,08 \leq h_s \leq 0,1$ mm.

Die Betrachtung der Luftschallamplitude, der Schnittkraft und der Oberflächenrauheit in Abhängigkeit von dem Vorschub und dem Spurbstand zeigt die gleichen Zusammenhänge wie die zuvor beschriebenen Abhängigkeiten der Zielgrößen von der Schnittgeschwindigkeit und dem Spurbstand (s. Abbildung 6-16).

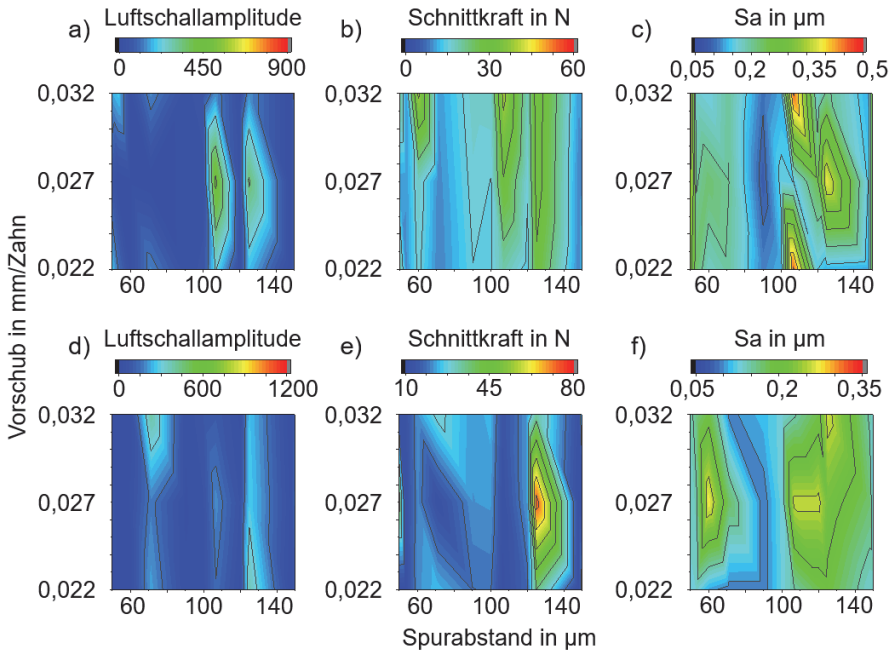


Abbildung 6-16: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von dem Vorschub und dem Spurbstand im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Stirnfräsen

6.2.2 Umfangsfräsen

Nach dem Stirnfräsen wird das Umfangsfräsen von PBF-LB-Bauteilen aus 1.2709 untersucht. Hierbei werden, wie beim Stirnfräsen, erst der Einfluss der Volumenenergiedichte und anschließend der Einfluss der einzelnen Prozessstellgrößen Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Spurabstand betrachtet und mit dem Einfluss der Schnittgeschwindigkeit und des Vorschubs im Fräsprozess verglichen.

6.2.2.1 Volumenenergiedichte

Bei der Nachbearbeitung der Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand können ähnliche Zusammenhänge zwischen den Zielgrößen Luftschallamplitude, Kraft und Oberflächenrauheit und den Stellgrößen Schnittgeschwindigkeit und Volumenenergiedichte beobachtet werden.

Abbildung 6-17 zeigt, dass der Einfluss der Volumenenergiedichte auf die Zielgrößen deutlich größer ist als der der Schnittgeschwindigkeit. Bereiche mit hoher und niedriger Luftschallamplitude, sowie mit hoher und niedriger Schnittkraft und Oberflächenrauheit wechseln sich mit steigender Volumenenergiedichte ab. Diese Bereiche sind bei Proben im as-built Zustand sowie im wärmebehandelten Zustand gleich.

Abbildung 6-17 a) und d) zeigt, dass bei einer Volumenenergiedichte $E_V = 60 \text{ J/mm}^3$ und $80 < E_V < 120 \text{ J/mm}^3$ hohe Luftschallamplituden während des Fräsprozesses auftreten. In diesem Bereich der Volumenenergiedichte wird vorwiegend eine Oberflächenrauheit $S_a > 0,23 \text{ } \mu\text{m}$ gemessen.

Die im Prozess auftretenden Schnittkräfte sind an allen Versuchspunkten höher als beim Stirnfräsen. Die geringsten Schnittkräfte treten bei $E_V = 90 \text{ J/mm}^3$ und $E_V = 120 \text{ J/mm}^3$ auf (s. Abbildung 6-17 b und e).

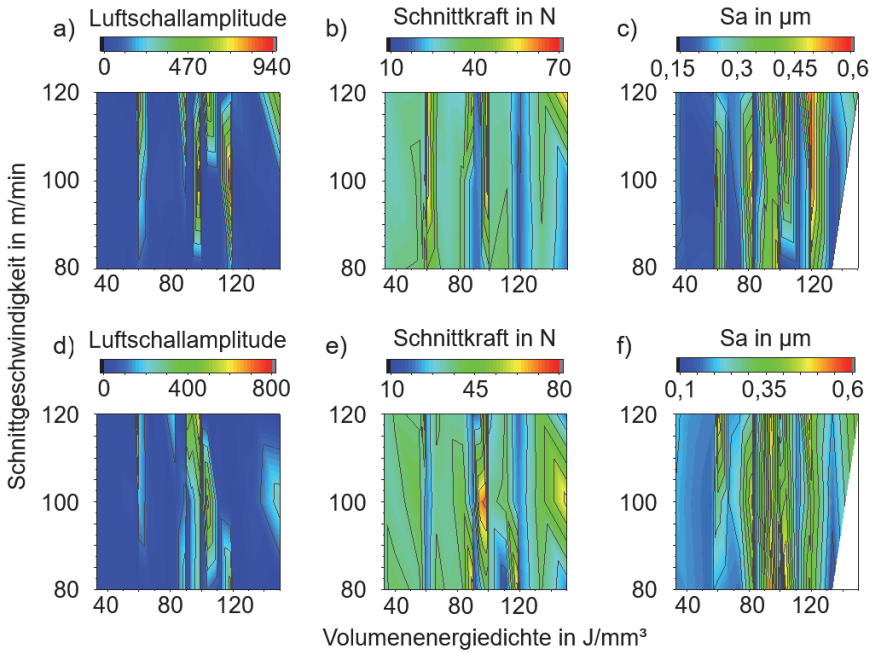


Abbildung 6-17: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Volumenenergiedichte im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Umfangsfräsen

Der Einfluss der Volumenenergiedichte und des Vorschubs auf die Luftschallamplitude, die Schnittkraft und die Oberflächenrauheit ist in Abbildung 6-18 dargestellt. Grundsätzlich gelten in diesem Fall die gleichen Zusammenhänge, wie für die Schnittgeschwindigkeit.

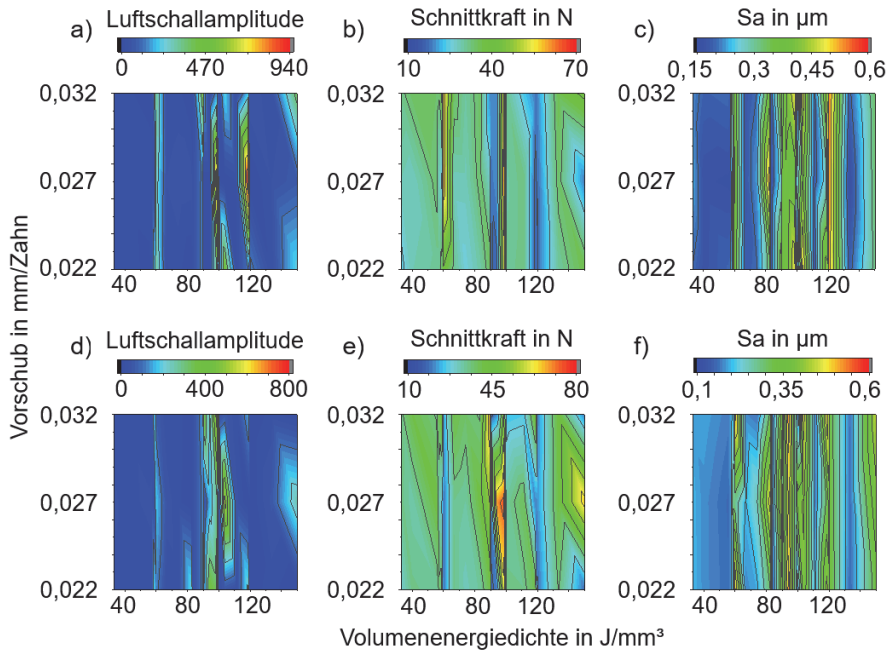


Abbildung 6-18: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit des Vorschubs und der Volumenenergiedichte im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Umfangsfräsen

Für den Vergleich der gemessenen Prozesskräfte mit den Materialeigenschaften relative Dichte und Härte werden die Ergebnisse aus der ersten Versuchsreihe verwendet, da diese den gesamten Bereich der untersuchten Volumenenergiedichte abbilden. Außerdem wurden diese Versuchspunkte nicht nach einer erzielbaren relativen Dichte größer 98 % ausgewählt, um den Einfluss der Porosität auf den Fräsprozess untersuchen zu können.

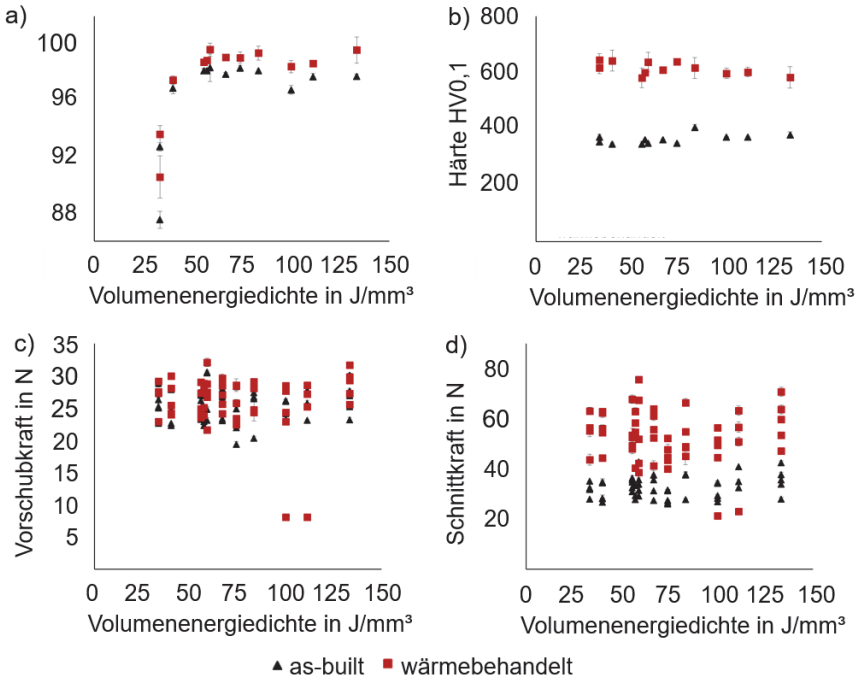


Abbildung 6-19: a) Relative Dichte, b) Härte, c) Vorschubkraft und d) Schnittkraft im as-built und im wärmebehandelten Zustand über die Volumenenergiedichte beim Umfangsfräsen der Proben aus 1.2709

Die Ergebnisse der Vorschubkraft und der Schnittkraft sind in Abbildung 6-19 c) und d) dargestellt. Die Abbildungen zeigen, dass die höchsten Kräfte bei der Bearbeitung von Proben mit einer Volumenenergiedichte zwischen 50 und 70 J/mm^3 gemessen werden. Die gemessenen Kräfte fallen mit größer werdender E_V leicht ab und steigen nach $E_V = 100 J/mm^3$ wieder leicht an. Dieser Trend ist ebenfalls für die relative Dichte zu beobachten (s. Abbildung 6-19 a), weshalb die geringeren Prozesskräfte auf eine höhere Porosität hinweisen können. Die deutlich geringere relative Dichte von $\rho_{rel} < 94\%$ bei kleinen Volumenenergiedichten von $E_V < 50 J/mm^3$ geht nicht mit einem deutlichen Abfall der Prozesskräfte einher. Die gemessene Vorschub- und Schnittkräfte weisen bei $E_V = 100 J/mm^3$ und $E_V = 111 J/mm^3$ einen Ausreißer bei den wärmebehandelten Proben auf. Diese sind mit den aufgenommenen Daten nicht erklärbar.

Abbildung 6-19 b) stellt die Mikrohärtة der untersuchten Proben dar. Durch die Wärmebehandlung kann ein Anstieg der Härte um ca. 200 HV0,1 erzielt werden. Dieser Anstieg wirkt sich insbesondere auf die Schnittkraft aus, welche bei den wärmebehandelten Proben doppelt so hoch ist wie bei der Bearbeitung der as-built Proben. Durch die Wärmebehandlung ist der Einfluss der relativen Dichte auf die Bearbeitung sichtbarer, da das gemessene Delta der Kräfte größer ist. Außerdem sind die Unterschiede zwischen den Versuchspunkten der einzelnen Stellgrößen im Fräsprozess durch die Wärmebehandlung ebenfalls deutlicher sichtbar. Bei einer Probe mit gleichen PBF-LB-Stellgrößen (z.B. $E_v = 70 \text{ J/mm}^3$) treten im as-built Zustand Schnittkräfte von 25 bis 35 N und im wärmebehandelten Zustand von 40 bis 65 N auf.

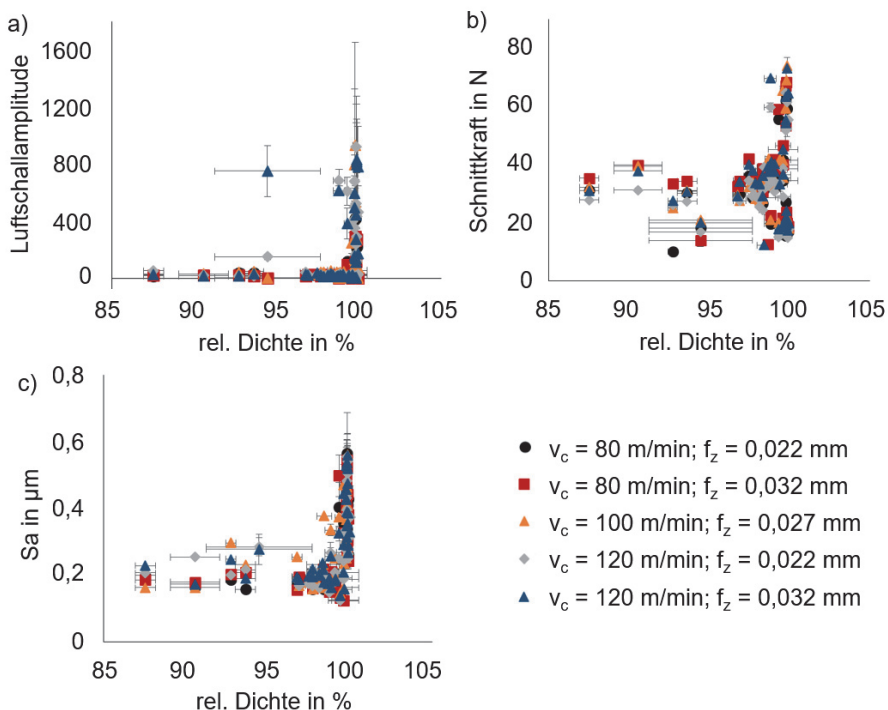


Abbildung 6-20: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft und c) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der relativen Dichte beim Umfangsfräsen

Die Korrelationen der Luftschallamplitude, der Schnittkraft und der Oberflächenrauheit S_a mit der relativen Dichte für alle untersuchten Proben im as-built sowie wärmebehandelten Zustand sind in Abbildung 6-20 dargestellt. Für das Umfangsfräsen sind die gleichen Zusammenhänge wie für das Stirnfräsen erkennbar. Niedrige relative Dichten führen zu niedrigeren Luftschallamplituden, Schnittkräften und Oberflächenrauheiten, während hohe relative Dichten zu einer großen Bandbreite führen. Die Bearbeitung der Bauteile mit einer hohen relativen Dichte wird daher maßgeblich von der Härte, der Gefügestruktur und den gewählten Fräsparametern beeinflusst.

Bei einer Nachbearbeitung der PBF-LB-Bauteile mittels Umfangsfräsen sind somit die erreichte relative Dichte und Härte der Bauteile aus dem PBF-LB-Prozess und eine anschließenden Wärmebehandlung wichtige Einflussfaktoren.

6.2.2.2 Laserleistung

Zuerst wird der Einfluss der Laserleistung und der Schnittgeschwindigkeit auf die Kenngrößen Luftschallamplitude, Schnittkraft und Oberflächenrauheit betrachtet. In Abbildung 6-21 ist zu erkennen, dass bei einer Laserleistung $P_L \leq 250$ W die untersuchten Kenngrößen keinen nennenswerten Unterschied bei variierender Laserleistung oder Schnittgeschwindigkeit zeigen.

Bei einer Laserleistung von $P_L > 250$ W zeigen einige Versuchspunkte einen deutlichen Anstieg der Luftschallamplitude (s. Abbildung 6-21 a und d). Abbildung 6-21 b) stellt die Ergebnisse der Schnittkraft bei den Proben im as-built Zustand dar. Bei einer Laserleistung $P_L = 300$ W steigt die Schnittkraft von 16 auf 51 N bei steigender Schnittgeschwindigkeit. Bei der Bearbeitung der wärmebehandelten Proben steigt die Schnittkraft bei einer Laserleistung $P_L = 300$ W von 12 auf 67 N mit sinkender Schnittgeschwindigkeit und weist somit ein inverses Verhalten auf.

Die Oberflächenrauheit S_a liegt bei den Proben im as-built sowie im wärmebehandelten Zustand bei $S_a > 0,23$ μm bei einer Laserleistung $P_L > 250$ W und erreicht in beiden Fällen ein Maximum bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 100$ m/min.

Die Ergebnisse zeigen, dass für ein optimales Fenster an Prozessstellgrößen für die Prozesskette die Laserleistung $P_L \leq 250$ W und die Schnittgeschwindigkeit $v_c \leq 100$ m/min zu wählen ist. Berücksichtigt man die Ergebnisse aus Abbildung 5-9 a) sollte die Laserleistung $P_L \geq 200$ W gewählt werden, um ein Bauteil mit geringer Porosität zu erhalten.

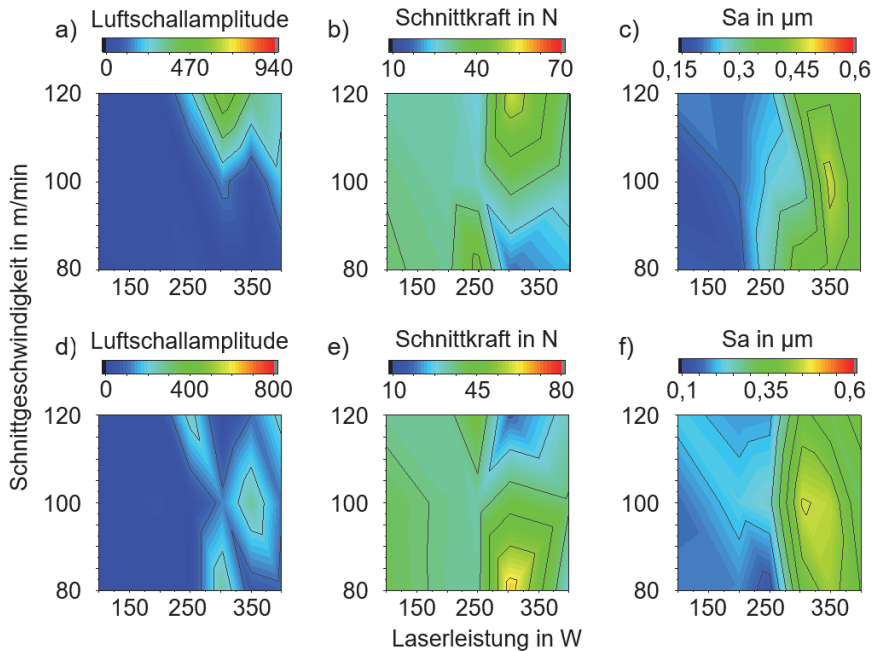


Abbildung 6-21: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Laserleistung im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Umfangsfräsen

Der Einfluss des Vorschubs auf die Luftschallamplitude und die Oberflächenrauheit bei variierender Laserleistung ist ähnlich zum Einfluss der Schnittgeschwindigkeit. Die Laserleistung $P_L = 250 \text{ W}$ bildet in Abbildung 6-22 ebenfalls eine Grenze.

Für $P_L \leq 250 \text{ W}$ sind keine deutlichen Änderungen der Luftschallamplitude und der Schnittkraft vorhanden und es kann eine Oberflächenrauheit $S_a < 0,25 \mu\text{m}$ erreicht werden.

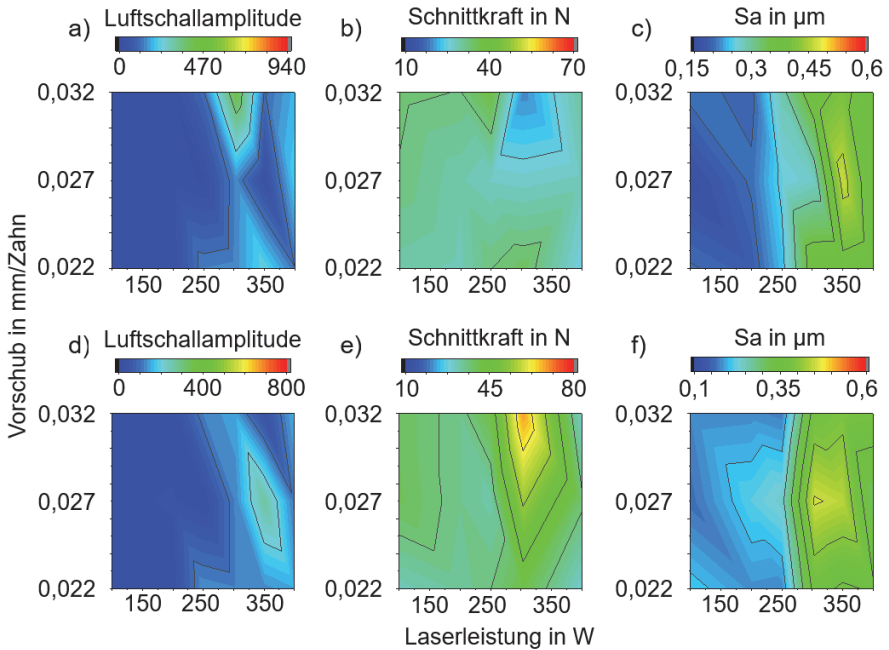


Abbildung 6-22: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Laserleistung im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Umfangsfräsen

Für $P_L > 250$ W ist der Einfluss des Vorschubs auf die Schnittkraft bei der Bearbeitung der Proben im as-built Zustand umgekehrt zu denen im wärmebehandelten Zustand. Im as-built Zustand treten die geringsten Schnittkräfte bei $P_L = 300$ W und $f_z = 0,032$ mm/Zahn auf, während bei den wärmebehandelten Proben an diesem Versuchspunkt die höchsten Schnittkräfte auftreten. Die Oberflächenrauheit ist für $P_L > 250$ W immer höher als bei den Proben mit einer Laserleistung $P_L \leq 250$ W. Das Maximum $S_a = 0,48$ μm wird bei einem mittleren Vorschub $f_z = 0,027$ mm/Zahn erreicht.

6.2.2.3 Scangeschwindigkeit

Nach der Laserleistung wird der Einfluss der Scangeschwindigkeit betrachtet. Wie sich die Scangeschwindigkeit auf die Materialeigenschaften nach dem PBF-LB-Prozess auswirkt, ist in Kapitel 5.3 beschrieben.

Die Ergebnisse der Untersuchung des Umfangsfräsens der PBF-LB-Proben zeigen ähnliche Zusammenhänge wie die Ergebnisse beim Stirnfräsen. Abbildung 6-23 stellt die Ergebnisse beim Umfangsfräsen der Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand gegenüber. Hierbei können die gleichen Zusammenhänge abgeleitet werden.

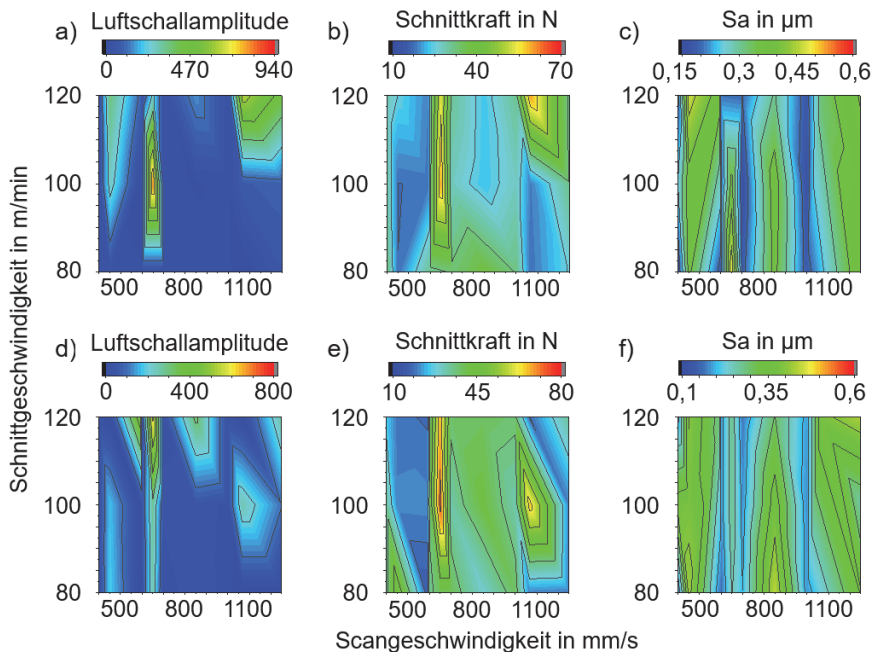


Abbildung 6-23: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Scangeschwindigkeit im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Umfangsfräsen

Wird eine Scangeschwindigkeit von 600 bis 700 mm/s gewählt, führt dies zu erhöhten Schwingungen und Kräften während der Bearbeitung, welche zu einer Oberflächenrauheit $S_a > 0,25 \mu\text{m}$ führen. Eine geringe Oberflächenrauheit $S_a < 0,18 \mu\text{m}$ kann bei einer Scangeschwindigkeit $v_s = 600, 700$ und 1000 mm/s erreicht werden. Außerdem werden an diesen Versuchspunkten niedrige Luftschallamplituden und mittlere Schnittkräfte von ca 40 N gemessen.

Der Vergleich dieser Ergebnisse mit den erreichbaren relativen Dichten und Härten nach dem PBF-LB-Prozess (s. Abbildung 5-10) zeigt, dass bei einer Scangeschwindigkeit von 600 bis 700 mm/s Bauteile mit einer relativen Dichte $\rho_{rel} > 98 \%$ hergestellt werden können, während eine Scangeschwindigkeit $v_s = 1000 \text{ mm/s}$ zu einer geringeren relativen Dichte mit einer hohen Standardabweichung führt. Die erreichbare relative Dichte liegt hier zwischen 91 und 97 % (s. Abbildung 5-10 a). Da die Ergebnisse der Härtemessungen für alle drei Scangeschwindigkeiten vergleichbar sind, ergibt sich ein optimales Fenster an Prozessstellgrößen für die Prozesskette für $v_s = 600 \text{ mm/s}$ und $v_c = 80 \text{ m/min}$ und $v_s = 700 \text{ mm/s}$ und $v_c = 120 \text{ m/min}$.

Weiterhin wird der Einfluss des Vorschubs untersucht und in Abbildung 6-24 dargestellt. Durch eine Variation des Vorschubs sind keine Änderungen der Luftschallamplitude, der Schnittkraft und der Oberflächenrauheit im oben definierten Fenster an Prozessstellgrößen $v_s = 600 \text{ mm/s}$ und $v_s = 700 \text{ mm/s}$ zu erkennen. Daher kann das Fenster an Prozessstellgrößen für die Prozesskette um den gesamten untersuchten Bereich des Vorschubs ergänzt werden.

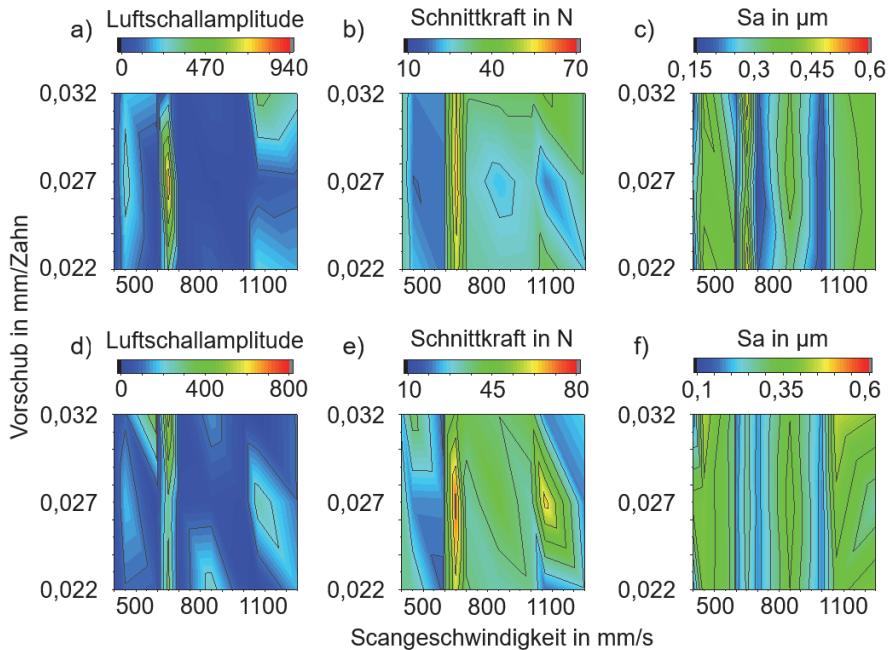


Abbildung 6-24: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Schnittgeschwindigkeit im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Umfangsfräsen

6.2.2.4 Spurabstand

Als Stellgröße im PBF-LB-Prozess wird der Einfluss des Spurabstands auf die Luftschallamplitude, die Schnittkraft und die Oberflächenrauheit in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und dem Vorschub untersucht. Der Einfluss des Spurabstands auf die Materialeigenschaften nach dem PBF-LB-Prozess und einer Wärmebehandlung sind in Kapitel 5.4 dargestellt.

Der Einfluss des Spurabstands bei einer variierenden Schnittgeschwindigkeit ist in Abbildung 6-25 dargestellt. Der Vergleich der Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand zeigt, dass die qualitativen Zusammenhänge gleich sind, bei einzelnen

Versuchspunkten jedoch deutliche Unterschiede vorliegen. Der Vergleich aller in Abbildung 6-25 dargestellten Diagramme zeigt, dass bei einem Spurbstand $h_s > 0,12$ mm die höchsten Werte je Kenngröße auftreten. Dies ist auf die deutlich abfallende Dichte der Bauteile von 97 % auf 82 % zurückzuführen (s. Abbildung 5-11 a).

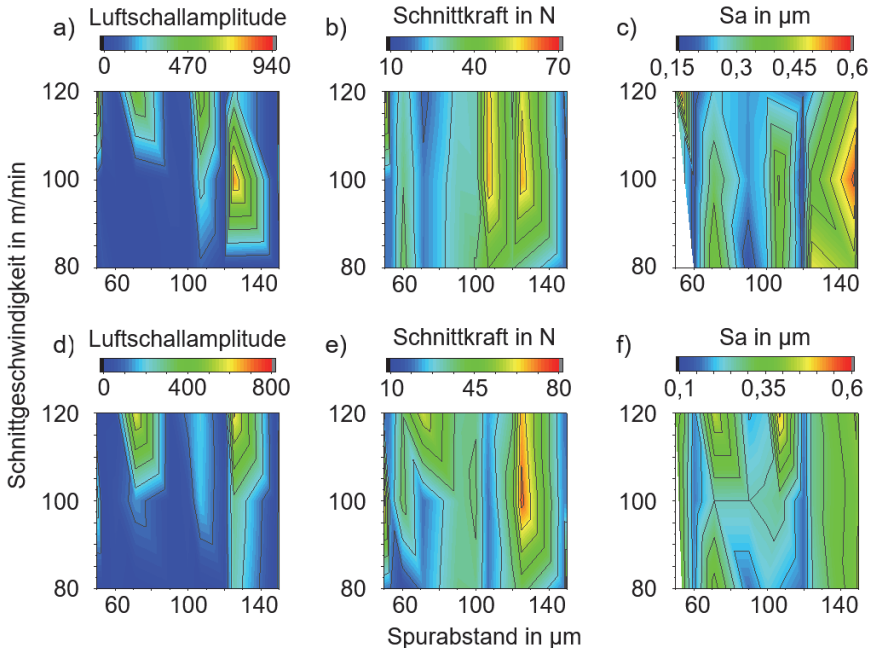


Abbildung 6-25: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und dem Spurbstand im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-*Proben beim Umfangsfräsen*

Abbildung 6-25 c) und f) zeigen eine minimale Oberflächenrauheit $S_a < 0,25$ μm bei einem Spurbstand $h_s = 0,06$ mm, $0,08 < h_s \leq 0,1$ mm und $h_s = 0,12$ mm. Bei wärmebehandelten Proben gilt dies bei einem Spurbstand zwischen 0,08 und 0,1 mm nur für Schnittgeschwindigkeiten $v_c < 85$ m/min. In diesem Bereich können ebenfalls geringe Luftschallamplituden gemessen werden. Die Schnittkräfte in Abbildung 6-25 b) und e) erreichen in diesem Bereich maximal 40 N und sind somit deutlich geringer als die maximal gemessenen Schnittkräfte $F_c = 64,6$ N bei den Proben im as-built Zustand und

$F_c = 74,2$ N bei den wärmebehandelten Proben. Der Vergleich mit den Materialeigenschaften in Abhängigkeit von dem Spurbstand aus Abbildung 5-11 zeigt, dass bei einem Spurbstand $h_s = 0,1$ mm die höchste relative Dichte und die höchste Härte erreicht wird. Somit ist ein geeignetes Fenster an Prozessstellgrößen für die untersuchte Prozesskette bei einem Spurbstand $h_s = 0,09$ mm bis $h_s = 0,1$ mm und einer Schnittgeschwindigkeit $v_c < 90$ m/min.

Der Einfluss des Spurbstands in Abhängigkeit von dem Vorschub ist in Abbildung 6-26 dargestellt. Das geeignete Fenster an Prozessstellgrößen der Prozesskette, wird durch die Ergebnisse in Abbildung 6-26 c) und f) um $h_s = 0,09$ mm und $f_z = 0,022$ mm/Zahn und $f_z = 0,032$ mm/Zahn ergänzt.

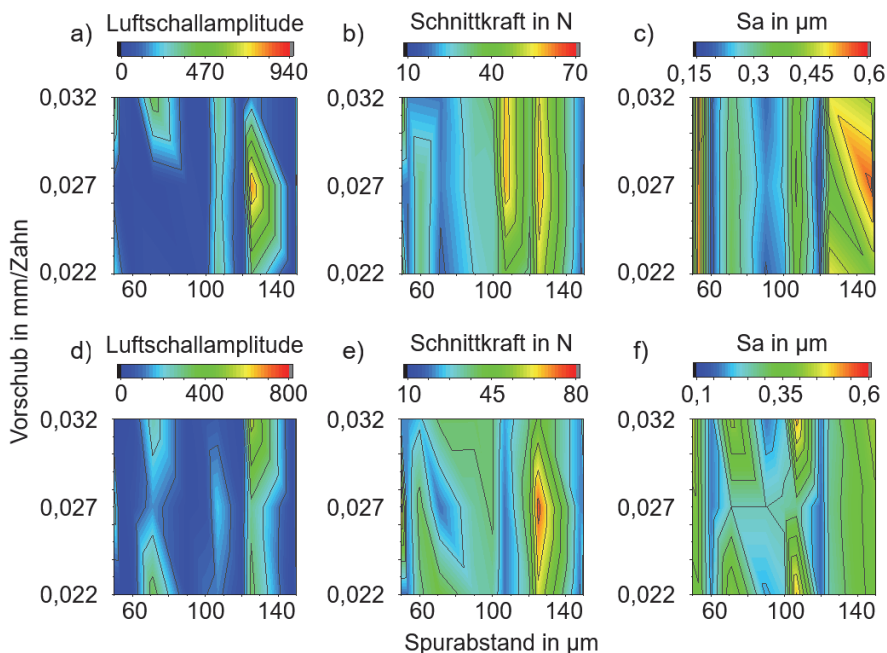


Abbildung 6-26: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von dem Vorschub und dem Spurbstand im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Umfangsfräsen

6.2.3 Abgeleitete Wirkzusammenhänge

Die Ergebnisse des Stirn- und Umfangfräsens der 1.2709 Proben zeigen, dass die Zusammenhänge von den untersuchten Kenngrößen Luftschallamplitude, Prozesskraft und Oberflächenrauheit und den Stellgrößen aus dem PBF-LB-Prozess und dem Fräsprozess für beide Fräsarten nahezu identisch sind. Das Umfangsfräsen führt aufgrund der größeren Eingriffsfläche der Schneide zu höheren Kräften während des Fräsens. Außerdem sind die Einflüsse der unterschiedlichen Stellgrößen beim Umfangsfräsen besser zu erkennen, da der Bereich der gemessenen Kräfte größer ist. Die größere Eingriffsfläche beim Umfangsfräsen wirkt sich nicht auf die Prozessschwingungen aus. Die gemessenen Luftschallamplituden der Schwingungen während des Fräsens liegen für beide Fräsarten in der gleichen Größenordnung.

Der Vergleich der Proben im as-built Zustand mit den wärmebehandelten Proben und der Vergleich der Fräsarten zeigen ähnliche Unterschiede in den Kräften. Bei der Bearbeitung der wärmebehandelten Proben treten doppelt so hohe Schnittkräfte auf wie bei der Bearbeitung der Proben im as-built Zustand. Der Unterschied in Abhängigkeit von den Prozessstellgrößen ist hierbei ausgeprägter. Dies ist auf die Härtesteigerung der Bauteile durch die Wärmebehandlung zurückzuführen, welche höher ist als die Varianz der Härte bei den gewählten Stellgrößen im PBF-LB-Prozess.

Die Volumenenergiedichte ermöglicht keine genaue Bestimmung des Fensters an Prozessstellgrößen für die Prozesskette, da diese von mehreren Prozessstellgrößen abhängt. Die Betrachtung der Laserleistung, der Scangeschwindigkeit und des Spurbabstands im Einzelnen zeigt, dass beim Fräsen höhere Prozesskräfte und -schwingungen bei Bauteilen mit einer hohen relativen Dichte zu erwarten sind. Proben mit einer hohen Porosität führen zudem in der Regel zu einer hohen Oberflächenrauheit. Dabei ist eine Unterscheidung in der Porenart notwendig. Lack of Fusion Poren, welche durch eine zu niedrige Laserleistung, einer zu hohen Scangeschwindigkeit oder einem zu hohen Spurbabstand entstehen, führen häufiger zu einer erhöhten Oberflächenrauheit, da diese Poren größer sind als die Gasporen, welche durch einen zu hohen Energieeintrag entstehen. Durch das Fräsen werden Poren offengelegt und die Oberflächenqualität des Bauteils verschlechtert.

Der Einfluss der Stellgrößen im Fräsprozess Schnittgeschwindigkeit und Vorschub entspricht den bekannten Zusammenhängen für konventionell gefertigte Bauteile. Bei dem untersuchten Schlichtprozess wirkt sich die Variation der Stellgrößen im Fräsprozess

weniger stark auf das Ergebnis aus. Es überwiegt der Einfluss der Prozessstellgrößen aus dem PBF-LB-Prozess.

Die Ergebnisse bestätigen die erste Forschungshypothese und zeigen, dass die PBF-LB-Stellgrößen den Fräsprozess und dessen Ergebnis beeinflussen. Das aus diesen Zusammenhängen ermittelte optimale Prozessfenster für die Prozesskette PBF-LB und Fräsen ist in der Tabelle 6-1 dargestellt.

Tabelle 6-1: Optimierte Stellgrößen für die untersuchte Prozesskette

Prozessstellgrößen	Stirnfräsen	Umfangsfräsen
Volumenenergiedichte E_V in J/mm^3	60 – 80	90 und 120
Laserleistung P_L in W	250	250
Scangeschwindigkeit v_s in mm/s	700 – 900	600 und 700
Spurabstand h_s in mm	0,08 – 0,1	0,09 – 0,1
Schnittgeschwindigkeit v_c in m/min	80 – 100	80 – 100
Vorschub f_z in mm/Zahn	0,022 – 0,027	0,022 – 0,032

Die in Tabelle 6-1 ermittelten Stellgrößen berücksichtigen insbesondere die relative Dichte, die Härte und die Oberflächenrauheit des fertigen Bauteils. Die Prozesskräfte waren durch den gewählten Schlichtprozess niedrig, wodurch kaum Verschleiß an den verwendeten Werkzeugen festzustellen war. Aus diesem Grund wird die erreichbare Qualität der Bauteile bei der Auswahl der Stellgrößen höher gewichtet.

Ein Vergleich mit den am Anfang des Kapitels aufgestellten Kriterien zeigt, dass nahezu alle Stellgrößenkombinationen diese erfüllen können. Die Anforderungen an die Oberflächenqualität konnten erfüllt werden.

Der Vergleich der Luftschallmessung zur Messung der Prozessschwingungen mit der Kraftmessung mittels Kraftmessplattform zeigt, dass durch die Auswertung der maximalen Luftschallamplitude die Versuchspunkte mit deutlich höheren Kräften identifiziert werden können. Die Luftschallmessung stellt somit eine günstige Alternative dar, um quantitative Unterschiede festzustellen. Allerdings obliegt diese Messung einer großen Standardabweichung (im Mittel 12 %), während die Kraftmessung eine sehr geringe Standardabweichung (im Mittel 2 %) aufweist.

6.3 Fräsen dünnwandiger PBF-LB-Bauteile

Aufbauend auf den dargestellten Ergebnissen wird die fräsende Nachbearbeitung dünnwandiger Bauteile oder Bauteilbereiche untersucht. Es wird zuerst der Einfluss der Stellgrößen im Fräsprozess und anschließend der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf den Verzug am fertigen Bauteil betrachtet. Die Versuche werden an dem in Kapitel 4.4.2 vorgestellten Versuchsaufbau durchgeführt.

6.3.1 Einfluss der Stellgrößen im Fräsprozess

Um den Einfluss der Stellgrößen im Fräsprozess auf den Verzug eines dünnwandigen PBF-LB-Bauteils nach dem Fräsen zu untersuchen, werden zuerst die Zustellstrategie und anschließend die Schnittgeschwindigkeit und der Vorschub variiert.

Es wurden sechs unterschiedliche Zustellstrategien gewählt, um den Einfluss des im Gesamten abgetrennten Materials und den Einfluss der Schrittweite zu untersuchen. Die Ergebnisse sind für die Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand in Abbildung 6-27 dargestellt. Der gemessene Verzug wird in Grad angegeben. Bei der gewählten Proben entspricht ein Verzug von 1 Grad einem Verzug von 0,65 mm auf einer Länge von 35 mm. Die Versuche wurden an Proben durchgeführt, welche mit dem PBF-LB-Standardstellgrößensatz ($P_L = 250$ W, $v_s = 850$ mm/s und $h_s = 100$ μ m) gefertigt wurden. Während der Versuche wurde die Schnittgeschwindigkeit $v_c = 100$ m/min und der Vorschub $f_z = 0,027$ mm/Zahn gewählt.

Abbildung 6-27 zeigt, dass der Verzug bei den wärmebehandelten Proben in allen Versuchspunkten niedriger ist, als bei den Proben im as-built Zustand. Aufgrund des Auslagerungsprozesses können thermische Eigenspannungen in der Probe abgebaut werden, welche durch die Fertigung mittels des PBF-LB-Prozesses in die Probe eingebracht wurden.

Betrachtet man die Versuchspunkte mit $a_p = 0,1$ mm, $a_p = 0,2$ mm und $a_p = 0,3$ mm, ist zu erkennen, dass der Verzug mit steigender Zustelltiefe ansteigt. Eine zunehmende Zustelltiefe führt zu einem höheren Materialabtrag nach dem Fräsen. Der betrachtete Bereich der Probe wird dadurch schmaler und bietet einen geringeren Widerstand gegen die thermischen Eigenspannungen aus dem PBF-LB-Prozess.

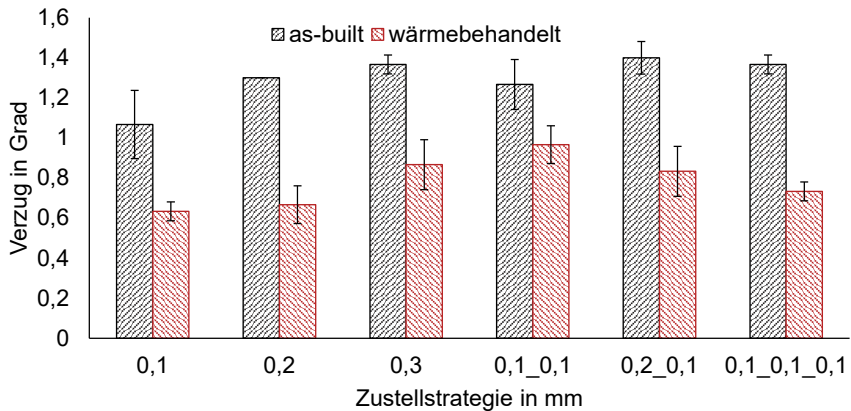


Abbildung 6-27: Verzug der Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand in Abhängigkeit von der gewählten Zustellstrategie

Wird die Anzahl der Frässchritte erhöht und die Zustellung je Schritt verringert, kann dies tendenziell zu einem geringeren Verzug der Probe nach der Bearbeitung führen. Die Wärme im Prozess und die aufzuwendende Kraft durch den Fräser sind bei einer niedrigen Zustellung geringer und führen somit während des Fräsprozesses zu einem geringeren Verzug an dünnwandigen Bauteilbereichen. Dieser Zusammenhang gilt mit Ausnahme der Zustellstrategie „0,2“ und „0,1_0,1“. Diese Zustellstrategien weisen einen umgekehrten Zusammenhang auf. Die Streuung der Messwerte ist allerdings groß, weshalb die Vermutung aufgestellt werden kann, dass die Einflüsse aus dem PBF-LB-Prozess größer sind und von der Schnittstrategie nicht kompensiert werden können. (Casavola, Campanelli & Pappalettere 2009) zeigten in ihren Untersuchungen, dass die induzierten Eigenspannungen je nach Position des Bauteils auf der Bauplattform stark variierten bei konstanten PBF-LB-Stellgrößen.

Bei einer Zustellung $a_p = 0,1$ mm und einem Frässchritt kann im as-built sowie wärmebehandelten Zustand der geringste Verzug am fertigen Bauteil gemessen werden. Diese Zustellstrategie ist allerdings nur bei Sätzen von PBF-LB-Stellgrößen geeignet, die zu einer niedrigen Oberflächenrauheit im as-built Zustand führen, da eine niedrige Gesamtzustellung, je nach gewähltem PBF-LB-Stellgröße, nicht ausreicht, um die Welligkeiten und die mangelnde Formtreue auszugleichen.

Bei der Fertigung dünnwandiger Bauteile mit der untersuchten Prozesskette wird daher eine zwischengelagerte Wärmebehandlung empfohlen, um die thermischen Eigenspannungen aus dem PBF-LB-Prozess zu verringern. Außerdem sollte eine Zustellstrategie mit einer geringen Zustelltiefe und einer ausreichenden Gesamtzustellung gewählt werden.

Nach der Zustellstrategie wird der Einfluss der Schnittgeschwindigkeit und des Vorschubs auf den Verzug am fertigen Bauteil untersucht. Abbildung 6-28 stellt die Ergebnisse bei einer konstanten Laserleistung $P_L = 250 \text{ W}$, einer Scangeschwindigkeit $v_c = 850 \text{ mm/s}$ und einem Spurabstand $h_s = 0,1 \text{ mm}$ dar.

Der Vergleich der Proben im as-built Zustand mit den Proben im wärmebehandelten Zustand zeigt, dass die Wärmebehandlung den Verzug nach dem Fräsen halbiert hat. Dies ist auf die Verringerung der thermischen Eigenspannungen zurückzuführen. Außerdem sind die gemessenen Standardabweichungen der wärmebehandelten Proben geringer als bei den Proben im as-built Zustand. Die Wärmebehandlung gleicht in diesem Fall die Prozessschwankungen aus dem PBF-LB-Prozess aus, welche zu unterschiedlichen thermischen Belastungen bei der Fertigung der Bauteile führen können.

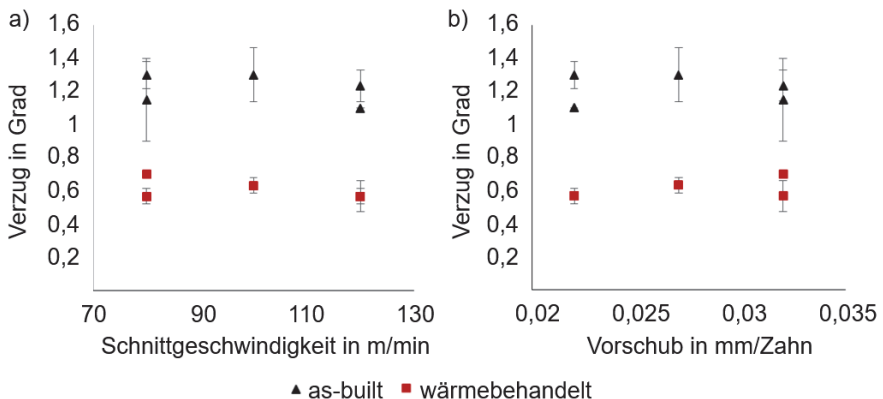


Abbildung 6-28: Verzug der Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand in Abhängigkeit von a) der Schnittgeschwindigkeit und b) dem Vorschub

Abbildung 6-28 a) zeigt den Einfluss der Schnittgeschwindigkeit auf den Verzug nach dem Fräsen. Eine Variation der Schnittgeschwindigkeit zeigt keinen nennenswerten Einfluss auf den Verzug am fertigen Bauteil.

Abbildung 6-28 b) zeigt den Einfluss des Vorschubs auf den Verzug nach dem Fräsen. Die Vermutung, dass mit steigendem Vorschub das Verzugspotenzial während des Fräsens erhöht wird, da mehr Material abgetragen wird und mehr Kraft aufgewendet werden muss, kann ebenfalls nicht bestätigt werden. Ein minimaler Anstieg des Verzugs bei steigendem Vorschub ist bei den wärmebehandelten Proben erkennbar.

Anhand der Abbildung 6-27 und Abbildung 6-28 kann gezeigt werden, dass der Verzug am fertigen Bauteil maßgeblich durch die Wärmebehandlung beeinflusst wird. Die Zustellstrategie kann ebenfalls als Stellschraube für ein optimales Fenster an Prozessstellgrößen genutzt werden, während die Schnittgeschwindigkeit und der Vorschub im betrachteten Versuchsraum keinen Einfluss auf den Verzug der Proben durch den Fräsprozess aufweisen können.

6.3.2 Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen

Die vorherigen Ergebnisse zeigen, dass der Verzug nach dem Fräsen maßgeblich von den thermischen Eigenspannungen im Bauteil abhängt. Diese entstehen bei der Fertigung im PBF-LB-Prozess. Ein Einfluss des Gefüges und somit der Prozessstellgrößen aus der additiven Fertigung ist daher wahrscheinlich.

Abbildung 6-29 zeigt die Ergebnisse der Proben mit variierender Laserleistung, Scangeschwindigkeit und variierendem Spurabstand. Bei den dargestellten Ergebnissen wurde die gleiche Zustellstrategie ($a_p = 0,3$ mm und $a_p = 0,1$ mm), eine konstante Schnittgeschwindigkeit $v_c = 100$ m/min und ein konstanter Vorschub $f_z = 0,027$ mm/Zahn gewählt.

Bei allen untersuchten Sätzen an PBF-LB-Stellgrößen können die thermischen Eigenspannungen durch einen Wärmebehandlungsprozess nach der additiven Fertigung verringert werden. Mit Ausnahme des Versuchspunktes bei einer Volumenenergiedichte $E_V = 90$ J/mm³ überwiegt der Einfluss der Wärmebehandlung im Vergleich zum Einfluss der Prozessstellgrößen aus dem PBF-LB-Prozess. Der Versuchspunkt bei $E_V = 90$ J/mm³ weicht allerdings deutlich von der Trendlinie der untersuchten Versuchspunkte im wärmebehandelten Zustand ab, sodass von einem Ausreißer auszugehen ist.

Abbildung 6-29 a) zeigt, dass der Verzug am fertigen Bauteil mit steigender Volumenenergiedichte linear ansteigt. Hierbei liegt der Steigungskoeffizient und das Bestimmtheitsmaß der Regressionsgerade bei den Proben im as-built Zustand bei

$a = 0,0134$ und $R^2 = 75,25 \%$, während beide Koeffizienten bei den wärmebehandelten Proben einen deutlich geringeren Wert von $a = 0,0036$ und $R^2 = 8,62 \%$ aufweisen. Eine steigende Volumenenergiedichte bringt mehr Wärmeenergie in das Bauteil während des Fertigungsprozesses ein und führt somit zu höheren Temperaturgradienten im PBF-LB-Prozess, welche höhere thermische Eigenspannungen im Bauteil induzieren. Die wärmebehandelten Proben weisen im Allgemeinen einen geringeren Verzug als die Proben im as-built Zustand auf. Durch einen Auslagerungsprozess zwischen dem PBF-LB- und dem Fräsprozess können somit auch Proben mit höheren E_V verzugsarm bearbeitet werden. Eine Wärmebehandlung vergrößert unter diesem Gesichtspunkt das mögliche Prozessfenster.

Eine hohe Laserleistung führt ebenfalls zu einem hohen Energieeintrag in das Schmelzbad, wodurch ein höherer Verzug am fertigen Bauteil vorliegen sollte. Dieser Trend kann bei einer konstanten Scangeschwindigkeit $v_s = 850$ mm/s und einem konstanten Spurbabstand $h_s = 0,1$ mm nachgewiesen werden. Die in Abbildung 6-29 b) eingezeichnete Trendlinie zeigt einen Anstieg des Verzugs bei $P_L = 400$ W im as-built Zustand. Durch die Wärmebehandlung verschwindet der Effekt des höheren Energieeintrags auf das Bauteil. Bei einer Scangeschwindigkeit $v_s = 450$ mm/s kann dieser Zusammenhang im as-built Zustand nicht nachgewiesen werden. Die Laserleistung kann demnach nicht alleine als Einflussgröße auf die thermischen Eigenspannung und den Verzug des Bauteils verwendet werden.

Eine hohe Scangeschwindigkeit führt zu einem niedrigeren Energieeintrag in das Schmelzbad, wodurch der Verzug am Ende der Prozesskette geringer sein sollte. Bei einer konstanten Laserleistung $P_L = 250$ W und einem konstanten Spurbabstand $h_s = 0,1$ mm kann dieser Zusammenhang nachgewiesen werden (s. Abbildung 6-29 c). Durch die Wärmebehandlung wird der Einfluss der Scangeschwindigkeit ebenfalls verringert. Abbildung 6-29 zeigt, dass die Scangeschwindigkeit keine alleinige Einflussgröße auf den Verzug des Bauteils darstellen kann, da dieser maßgeblich von der Laserleistung und dem Spurbabstand abhängt. Einer Variation dieser Stellgrößen führt zu einem Verzug an den Proben mit einem Unterschied bis zu 1° .

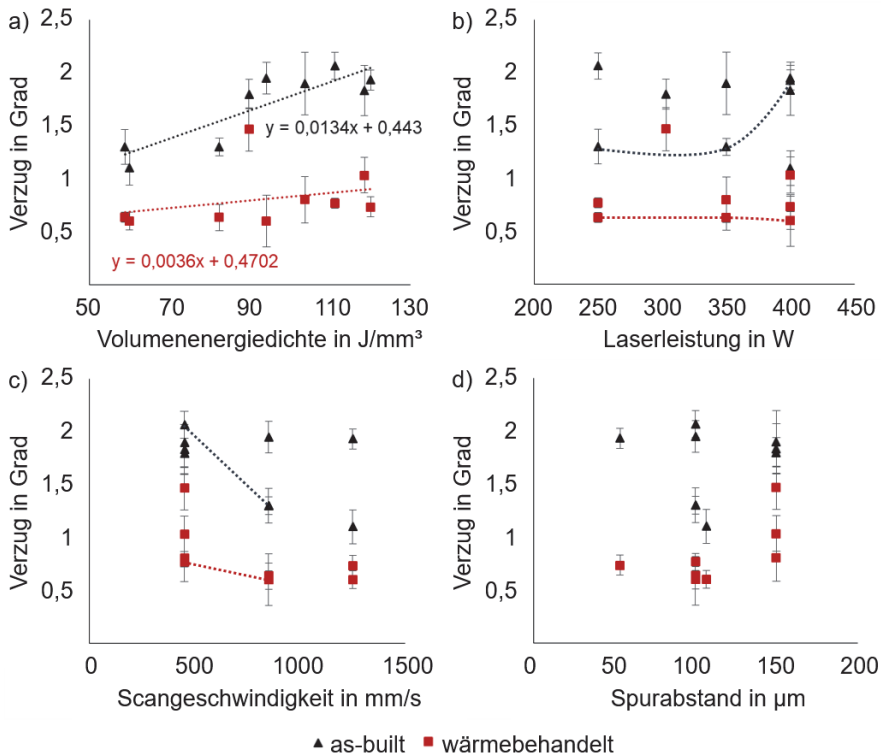


Abbildung 6-29: Verzug der Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand in Abhängigkeit von a) der Volumenenergiedichte, b) der Laserleistung, c) der Scangeschwindigkeit und d) dem Spurbstand

Abbildung 6-29 d) zeigt, den gleichen Zusammenhang für den Spurbstand wie für die Scangeschwindigkeit und die Laserleistung. Ein hoher Spurbstand führt zu einem niedrigeren Energieeintrag in das Bauteil und sollte daher zu einem geringeren Verzug am fertigen Teil führen. Die reine Betrachtung des Spurbstands ermöglicht keine Ableitung von Zusammenhängen.

Die Ergebnisse zeigen, dass der Verzug maßgeblich von der eingebrachten Energie in das Schmelzbad abhängt. Die Volumenenergiedichte ermöglicht die Quantifizierung der eingebrachten Energiemenge, da sie aus den Prozessstellgrößen welche den Ener-

gieeintrag in das Schmelzbad beeinflussen, zusammengesetzt ist. Die Volumenenergiedichte ist in diesem Fall eine geeignete Größe zur Optimierung der Prozesskette. Um einen geringen Verzug bei dünnwandigen Bauteilen zu erreichen, sollte eine möglichst niedrige Volumenenergiedichte gewählt werden.

6.3.3 Abgeleitete Wirkzusammenhänge

Aus den in diesem Kapitel vorgestellten Ergebnissen können die Haupteinflussgrößen auf den Verzug dünnwandiger Bauteile und Bauteilbereiche ermittelt werden. Bei einem Schlichtprozess kann der Verzug am Bauteil mithilfe einer niedrigen Schnittgeschwindigkeit und einem niedrigen Vorschub verringert werden. Auch eine hohe Schnittgeschwindigkeit und ein hoher Vorschub wirken dem thermischen Verzug aus dem PBF-LB-Prozess nicht entgegen.

Die Gesamtzustellung wirkt sich bei einem zunehmenden Gesamtmaterialabtrag negativ auf den Verzug am Bauteil aus. Das hohe Verzugs Potenzial aufgrund einer höheren Gesamtzustellung kann durch eine Mehrschnittstrategie verringert werden. Die durch das Fräsen eingebrachte Energie im Prozess ist bei kleinen Zustellungen geringer. Der Einfluss der Position auf der Bauplattform im PBF-LB-Prozess und der Einfluss des PBF-LB-Prozesses an sich scheinen mehr Eigenspannungen in das Bauteil zu induzieren, als die fräsende Nachbearbeitung und sind somit maßgebend für den Verzug am Bauteil.

Es wurde der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf den Verzug des Bauteils untersucht. Die Prozessstellgrößen im PBF-LB-Prozess bestimmen die thermische Energie, die in das Bauteil während der Fertigung eingebracht wird. Dadurch bestimmen diese Größen das Verzugs potential der Bauteile. Die Ergebnisse bestätigen somit die zweite Forschungshypothese. Betrachtet man den Einfluss der untersuchten Prozessstellgrößen im Einzelnen, ist für eine optimale Prozessauslegung hinsichtlich des Verzugs die Volumenenergiedichte E_v ausreichend. Diese sollte möglichst klein gewählt werden, um einen geringen Energieeintrag in das Bauteil zu erzeugen.

(Mugwagwa, Yadroitsev & Matope 2019) belegten in ihren Untersuchungen, dass der Verzug proportional zu den Eigenspannungen im Bauteil ist. Eine Wärmebehandlung zwischen dem PBF-LB-Prozess und dem Fräsprozess verringert die thermischen Eigenspannungen im Bauteil und somit das Verzugs potential deutlich und vergrößert das Prozessfenster geeigneter Volumenenergiedichten in Richtung höherer E_v (s. Abbildung 6-29).

7 Validierung am Werkstoff Specialis® SLM Alloy 2

In diesem Kapitel sollen die in Kapitel 6 und 6.3 aufgestellten Wirkzusammenhänge anhand eines weiteren martensitaushärtenden Stahls dargestellt und der anhand Abbildung 4-1 dargestellter methodischer Ablauf validiert werden. Der Specialis® wurde für den PBF-LB-Prozess entwickelt und im vom BMBF geförderten Forschungsprojekt HiPTSLAM untersucht. Daher ist dieser Stahl bereits für den PBF-LB-Prozess qualifiziert und die Standardstellgrößen für den PBF-LB-Prozess und die anschließende Wärmebehandlung sind bereits bekannt.

7.1 Ergebnisse Fräsversuche

Die Ergebnisse der Fräsversuche werden in drei Schritten dargestellt. Zuerst werden die Treppenstufenproben verglichen, im Anschluss wird der Einfluss der Prozessstellgrößen aus dem PBF-LB-Prozess und dem Fräsprozess auf die Rauheit und Prozesskräfte betrachtet. Zuletzt werden die Ergebnisse der Verzugsuntersuchung an dünnwandigen Bauteilen vorgestellt.

7.1.1 Vergleich treppenförmiger Proben

Die gemessene Schnittkraft in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte ist in Abbildung 7-1 für das Stirn- und Umfangsfräsen der Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand dargestellt. Anhand der Abbildung kann ein Einfluss der Treppenstufen auf die Prozesskräfte beim Fräsen ausgeschlossen werden. Diese Erkenntnis deckt sich mit den Untersuchungen der gleichen Proben aus 1.2709. Daher werden die folgenden Ergebnisse ausschließlich an der oberen Treppenstufe gezeigt.

Abbildung 7-1 zeigt, dass auch im Fall der Bearbeitung der Specialis®-Proben das Umfangsfräsen zu höheren Prozesskräften führt, da ein größerer Bereich der Schneide im Eingriff ist. Das Stirn- und das Umfangsfräsen zeigen die gleichen Tendenzen bei einer variierenden Volumenenergiedichte, dennoch sind diese beim Umfangsfräsen besser zu erkennen. Aus diesem Grund wird im Folgenden auf das Umfangsfräsen eingegangen.

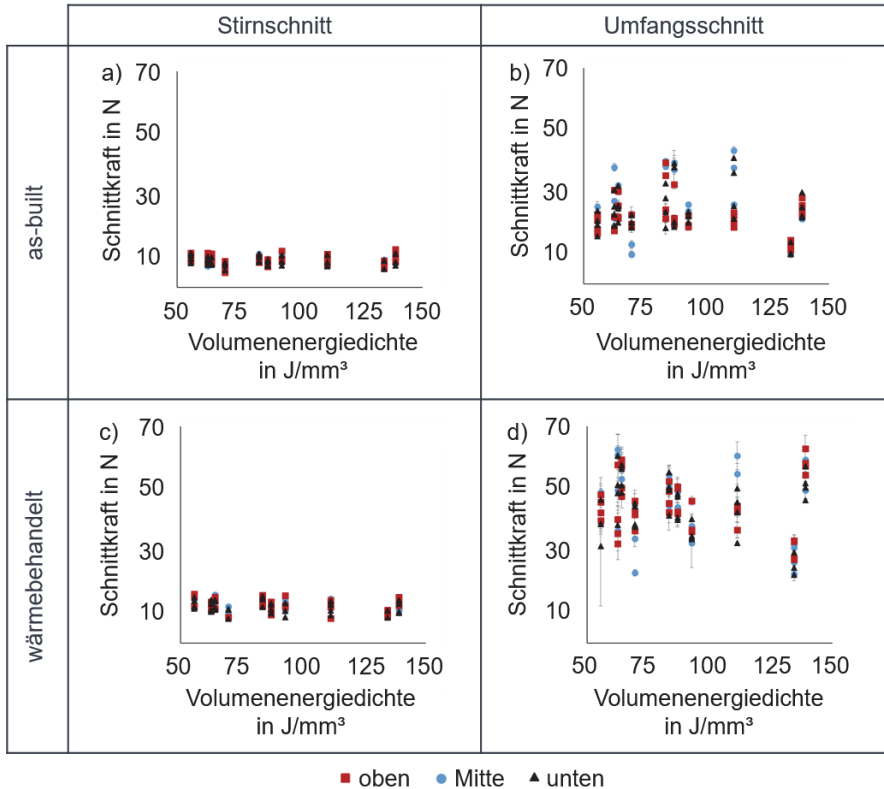


Abbildung 7-1: Schnittkraft über die Volumenenergiedichte beim Fräsen der einzelnen Treppenstufen für Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand

Ein Vergleich der Ergebnisse aus dem Fräsprozess mit den Materialeigenschaften zeigt, dass die Dichte und Härte der Proben keine Abhängigkeit von den Treppenstufen zeigt (s. Abbildung 7-2). Für die Versuche wurden Prozessstellgrößen gewählt, die den Ergebnissen der Parameterstudie aus (Graf & Neuenfeldt et al. 2021) nach, zu einer hohen relativen Dichte der Bauteile führen sollten. Abbildung 7-2 a) zeigt, dass bei den gewählten PBF-LB-Prozessstellgrößen, alle eine hohe relative Dichte von $\rho_{rel} > 99\%$ aufweisen. Lediglich eine Volumenenergiedichte $E_V = 93$ und $E_V = 130$ J/mm³ führen zu größeren Streuungen und einer relativen Dichte von 98 bis 99,9 %.

In Abbildung 7-2 b) ist der Verlauf der Härte über die Volumenenergiedichte dargestellt. Der Auslagerungsprozess führt auch im Fall der Specialis® zu einer beträchtlichen Härtesteigerung von durchschnittlich 363 HV1 auf 698 HV1.

Ein Vergleich der Materialeigenschaften mit den Luftschallamplituden der Prozessschwingungen, den Prozesskräften und der erreichten Oberflächenrauheit erfolgt in den folgenden Absätzen.

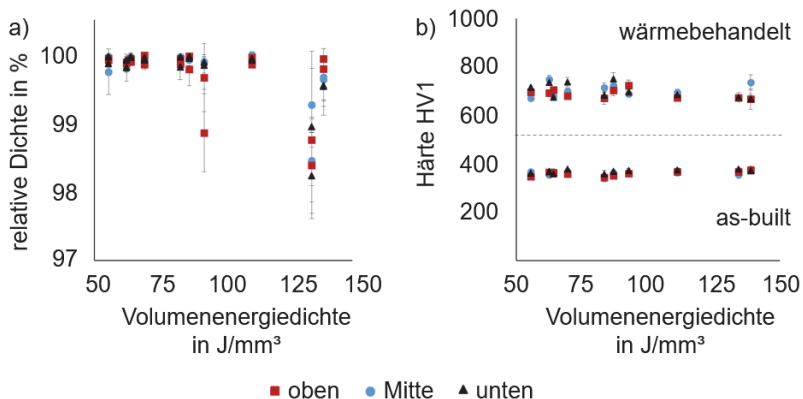


Abbildung 7-2: a) Dichte und b) Härte der Specialis®-Proben je nach Treppenstufe in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte

7.1.2 Untersuchung des Umfangsfräsens

Im Folgenden wird der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen Volumenenergiedichte, Laserleistung und Scangeschwindigkeit sowie der Einfluss der Stellgrößen im Fräsprozess Schnittgeschwindigkeit und Vorschub auf die Prozessschwingungen, -kräfte und erreichte Oberflächenrauheit S_a beschrieben. Die Ergebnisse beziehen sich auf den Umfangsschnitt an der obersten Treppenstufe der Proben.

7.1.2.1 Einfluss der Volumenenergiedichte

Der Einfluss der Volumenenergiedichte in Abhängigkeit von der gewählten Frässtrategie auf die Prozessschwingungen, -kräfte und die erreichte Oberflächenrauheit bei der Bearbeitung der as-built Proben ist in Abbildung 7-3 dargestellt. Abbildung 7-3 a) zeigt, dass der Einfluss auf die Prozessschwingungen durch die Betrachtung der Luftschallamplitude nicht eindeutig ist.

Abbildung 7-3 c) zeigt die Abhängigkeit zwischen der Volumenenergiegedichte und den Schnittkräften. Die höchsten Schnittkräfte werden beim Fräsen von Proben gemessen, die mit einer Volumenenergiegedichte von 75 und 100 J/mm³ bearbeitet wurden. Der Vergleich mit der Dichte (Abbildung 7-2 a) zeigt, dass eine höhere Porosität nach dem PBF-LB-Prozess zu geringeren Prozesskräften bei der Bearbeitung der Specialis®-Proben führt.

Die Oberflächenrauheit der as-built Proben nach dem Umfangsfräsen ist in Abbildung 7-3 d) dargestellt. Die geringste Oberflächenrauheit kann bei den Bauteilen im as-built Zustand mit einer Volumenenergiegedichte zwischen 75 und 100 J/mm³ erreicht werden.

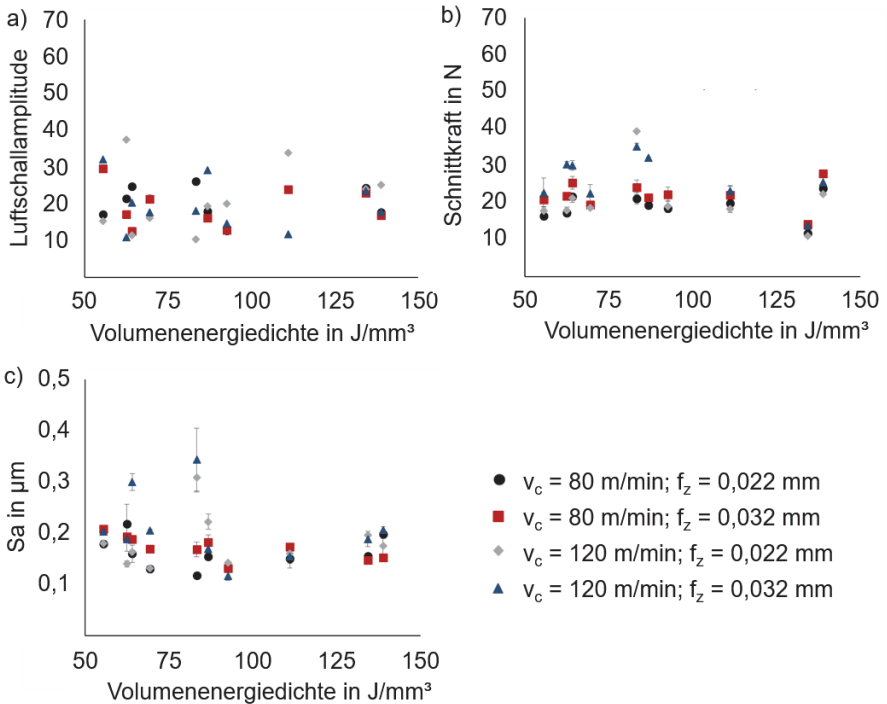


Abbildung 7-3: a) Luftschallamplitude bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 80$ m/min, b) Luftschallamplitude bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 120$ m/min, c) Schnittkraft und d) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der Volumenenergiegedichte beim Umfangsfräsen der Specialis®-Proben im as-built Zustand

Die Ergebnisse der Proben im wärmebehandelten Zustand sind in Abbildung 7-4 dargestellt. Die Messung der Luftschallamplitude zeigt auch in diesem Fall keinen eindeutigen Trend, um die Prozessschwingungen in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte zu analysieren.

Abbildung 7-4 b) zeigt die Ergebnisse der Schnittkraft. Der Verlauf der gemessenen Kräfte bei steigender Volumenenergiedichte ist der gleiche wie bei den Proben im as-built Zustand (s. Abbildung 7-3 c). Die Schnittkräfte sind bei den wärmebehandelten Proben ca. doppelt so hoch wie bei den Proben im as-built Zustand. Abbildung 7-2 c) zeigt, dass die Härte der Specialis®-Proben durch die Wärmebehandlung um durchschnittlich 335 HV1 zunimmt.

Der Anstieg der Schnittkraft durch die Wärmebehandlung und der Verlauf der Schnittkraft in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte sind mit den Ergebnissen der Proben aus 1.2709 vergleichbar. Die Specialis®-Proben zeigen ebenfalls eine Härtesteigerung um ca. 100 % und eine damit einhergehende Steigerung der Schnittkräfte um durchschnittlich 100 %.

Abbildung 7-4 c) stellt die Ergebnisse der Oberflächenmessung dar. Die Oberflächenrauheit S_a der wärmebehandelten Proben ist mit der Oberflächenrauheit der Proben im as-built Zustand vergleichbar. Im wärmebehandelten Zustand sind die Unterschiede durch die Volumenenergiedichte nicht mehr eindeutig erkennbar, sodass nach der Wärmebehandlung über alle untersuchten PBF-LB-Stellgrößen eine vergleichbare Oberflächenrauheit mit der fräsenden Nachbearbeitung erreichbar ist.

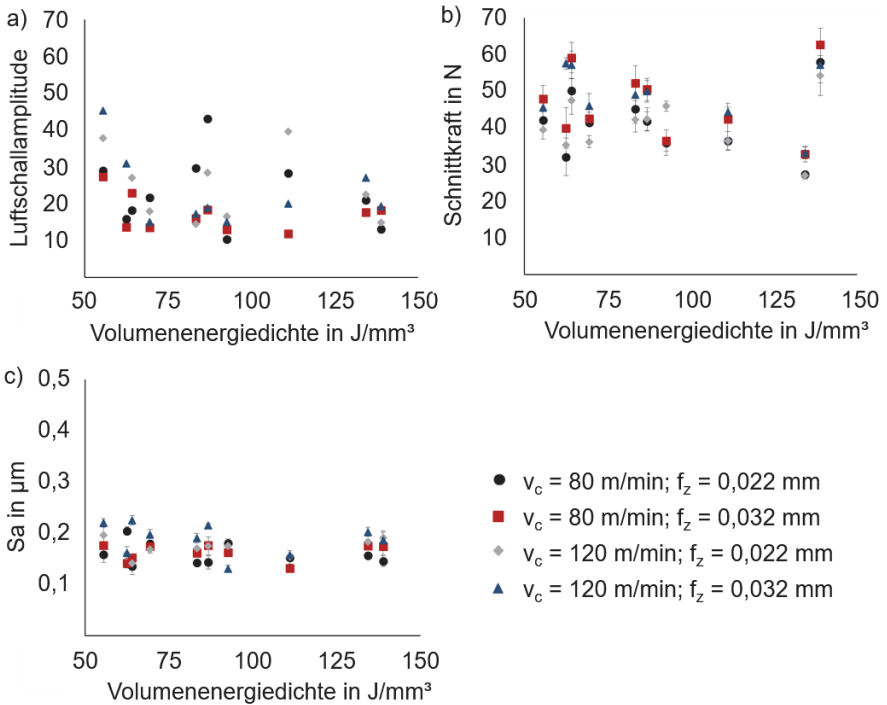


Abbildung 7-4: a) Luftschallamplitude bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 80 \text{ m/min}$, b) Luftschallamplitude bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 120 \text{ m/min}$, c) Schnittkraft und d) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Volumenenergiegedichte beim Umfangsfräsen der Specialis®-Proben im wärmebehandelten Zustand

Bei den Proben im as-built sowie im wärmebehandelten Zustand ist der Einfluss der Stellgrößen im Fräsprozess auf die Prozessschwingungen und -kräfte und auf die Oberflächengüte geringer als der Einfluss der Volumenenergiegedichte. Das optimale Fenster an Prozessstellgrößen für die Prozesskette wird daher von der Volumenenergiegedichte bestimmt. Da die gemessenen Prozesskräfte bei dem untersuchten Schlichtprozess für alle Volumenenergiegedichten kleiner als 70 N sind, kann die Oberflächenrauheit als bestimmende Zielgröße gewählt werden. Bei mittleren Volumenenergiegedichte $75 \text{ J/mm}^3 < E_V < 100 \text{ J/mm}^3$ ist die geringste Rauheit zu verzeichnen.

Zum besseren Verständnis der unterschiedlichen Prozesskräfte und der erzielten Oberflächenrauheit ist eine genauere Betrachtung der isolierten PBF-LB-Stellgrößen Laserleistung und Scangeschwindigkeit erforderlich

7.1.2.2 Einfluss der Laserleistung

Im Folgenden werden die Ergebnisse der obersten Treppenstufe der Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand in Abhängigkeit von der Laserleistung dargestellt. Abbildung 7-5 und Abbildung 7-6 zeigen die Ergebnisse bei einer konstanten Scangeschwindigkeit $v_s = 800 \text{ mm/s}$.

Abbildung 7-5 a) und b) zeigen ein unterschiedliches Verhalten der Luftschallamplitude und Schnittkraft zur Laserleistung in Abhängigkeit der gewählten Stellgrößen im Fräsprozess. Die Luftschallamplitude zeigt bei einer hohen Schnittgeschwindigkeit und einem hohen Vorschub ein Maximum bei einer mittleren Laserleistung $P_L = 250 \text{ W}$, während sie bei der gleichen Schnittgeschwindigkeit und einem niedrigen Vorschub den umgekehrten Zusammenhang mit einem Minimum bei $P_L = 200 \text{ W}$ aufweist. Der Verlauf der Luftschallamplitude bei einem Vorschub $f_z = 0,032 \text{ mm/Zahn}$ ist in den meisten Versuchspunkten ähnlich dem der Schnittkraft.

Die Schnittkraft beim Fräsen der Proben im as-built Zustand zeigt weniger starke Änderungen über die Laserleistung, im Vergleich zur Luftschallamplitude (Abbildung 7-5 b). Ein hoher Vorschub führt über alle untersuchten Schnittgeschwindigkeiten hinweg zu höheren Schnittkräften, verglichen zum niedrigeren Vorschub. Bei den Proben im as-built Zustand sind die Schnittkräfte beim Fräsen mit einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 120 \text{ m/min}$ höher, betrachtet beim jeweiligen Vorschub, als bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 80 \text{ m/min}$. Erwartungsgemäß zeigt das Fräsen mit der höchsten Schnittgeschwindigkeit und dem höchsten Vorschub die höchste Schnittkraft.

In Abbildung 7-5 c) ist die Standardabweichung der Oberflächenrauheit des mit einer Laserleistung $P_L = 180 \text{ W}$ hergestellten und mit einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 80 \text{ m/min}$ und einem Vorschub $f_z = 0,022 \mu\text{m}$ bearbeiteten Bauteils vergleichsweise hoch. Dies kann auf die höhere Porosität des Werkstücks aufgrund der niedrigen Laserleistung zurückgeführt werden. Es wird davon ausgegangen, dass die niedrige Schnittgeschwindigkeit und der geringe Vorschub die Topografie der Oberfläche nicht wesentlich verändern.

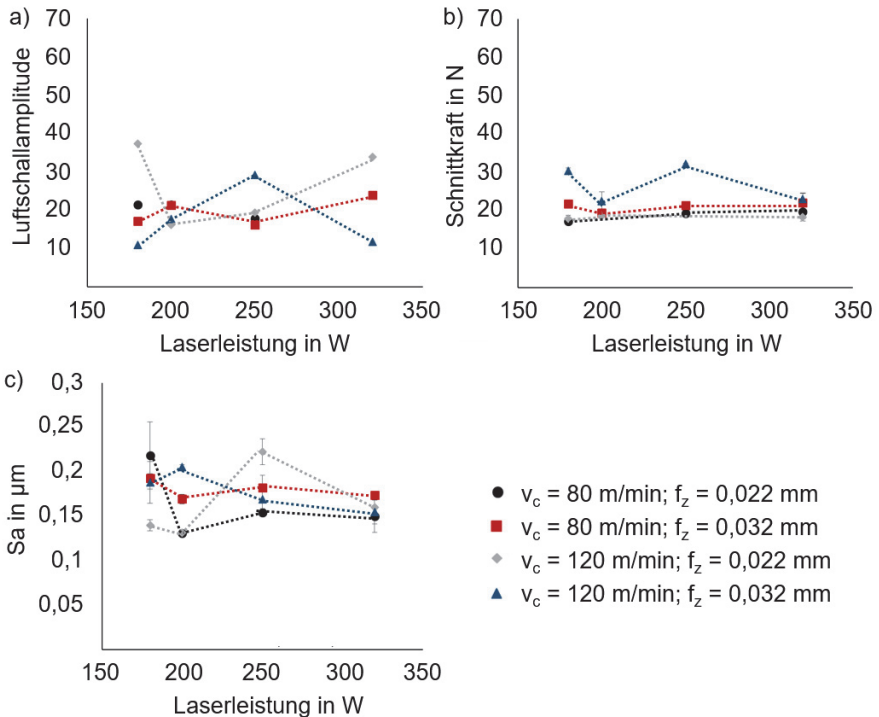


Abbildung 7-5: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft und c) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der Laserleistung beim Umfangsfräsen der Specialis®-Proben im as-built Zustand bei konstanter $v_s = 800$ mm/s nach (Neuenfeldt, Zanger & Schulze 2021)

Abbildung 7-6 a) und b) zeigen, dass die Messung der Luftschallamplitude qualitativ ähnliche Tendenzen aufweist wie die Messung der Schnittkraft bei der Bearbeitung der wärmebehandelten Proben.

Bei den wärmebehandelten Proben ist die Schnittkraft bei mittlerer Laserleistung $P_L = 250$ W am höchsten und bei hoher und niedriger Laserleistung am niedrigsten (s. Abbildung 7-6 b). Diese Zusammenhänge treten analog bei der Dichte von martensit-aushärtenden Werkzeugstählen auf. Es wird angenommen, dass die mit niedriger und hoher Laserleistung hergestellten Bauteile eine höhere Porosität aufweisen, die zu

geringeren Schnittkräften führt. Mit Ausnahme der Schnittkräfte, die bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 120$ m/min und einem Vorschub von $f_z = 0,032$ mm/Zahn auftreten, zeigen alle Sätze an Stellgrößen im Fräsprozess die gleiche Korrelation zwischen der Schnittkraft und der Laserleistung. Diese Sätze an Stellgrößen weisen eine Schnittkraft bei $P_L = 250$ W von ca. 40 N bis ca. 50 N auf. Eine Erhöhung des Vorschubs um 0,01 mm/Zahn führt hier zu einer um 10 N höheren Schnittkraft. Abbildung 7-6 b) zeigt also, dass mit steigendem Vorschub die Kräfte zunehmen und die Schnittgeschwindigkeit einen geringen Einfluss auf die Prozesskräfte hat.

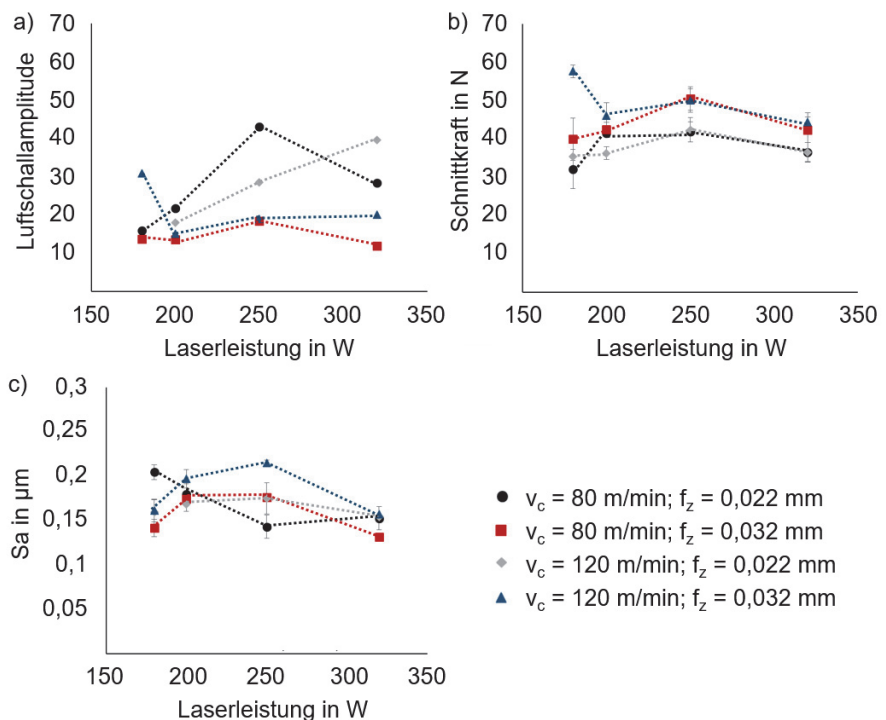


Abbildung 7-6: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft und c) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Laserleistung beim Umfangsfräsen der Specialis®-Proben im wärmebehandelten Zustand bei konstanter $v_s = 800$ mm/s nach (Neuenfeldt, Zanger & Schulze 2021)

Abbildung 7-6 c) zeigt, dass bei Schnittgeschwindigkeiten von $v_c = 80$ m/min grundsätzlich die geringsten Oberflächenrauheit vorliegen. Mit Ausnahme des Satzes an Stellgrößen mit einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 80$ m/min und einem Vorschub $f_z = 0,022$ mm/Zahn ist die Oberflächenrauheit bei den Proben, die mit einer mittleren Laserleistung $P_L = 250$ W hergestellt wurden, am höchsten.

Anhand der Ergebnisse aus Abbildung 7-6 kann für die wärmebehandelten Proben ein größerer Einfluss der Stellgrößen im Fräsprozess im Vergleich zu den PBF-LB-Stellgrößen auf die Zerspanung angenommen werden.

7.1.2.3 Einfluss der Scangeschwindigkeit

Zuletzt wird der Einfluss der Scangeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und dem Vorschub auf die Prozessschwingungen, -kräfte und Oberflächenrauheit betrachtet.

Abbildung 7-7 und Abbildung 7-8 stellen die Ergebnisse der Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand bei einer konstanten Laserleistung $P_L = 200$ W dar.

Im as-built Zustand bildet die Luftschallamplitude den Anstieg der Prozessschwingungen und die dadurch höhere Oberflächenrauheit bei einer steigenden Scangeschwindigkeit gut ab (s. Abbildung 7-7). Die Oberflächenrauheit nimmt im untersuchten Scangeschwindigkeitsbereich um $0,1 \mu\text{m}$ zu. Die Rauheit ist bei Proben, die mit einem hohen Vorschub $f_z = 0,032$ mm/Zahn bearbeitet wurden, höher (s. Abbildung 7-7 c). Der Anstieg der Prozessschwingungen ist allerdings nicht mit einem Anstieg der Schnittkraft gekoppelt. Der Einfluss der Scangeschwindigkeit auf die Schnittkraft ist bei der Bearbeitung der Proben im as-built Zustand geringer als der Einfluss der Laserleistung.

Bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 120$ m/min und einem Vorschub von $f_z = 0,032$ mm/Zahn tritt die geringste Oberflächenrauheit bei einer Scangeschwindigkeit von $v_s = 600$ mm/s auf. Die Scangeschwindigkeit muss mit zunehmendem Vorschub erhöht werden, um die geringste Oberflächenrauheit zu erreichen.

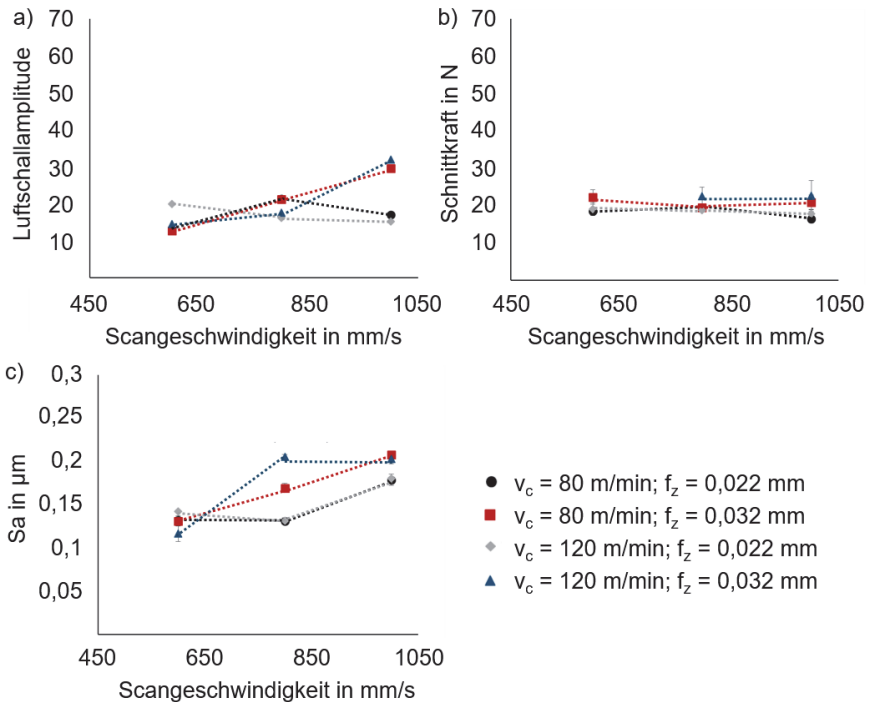


Abbildung 7-7: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft und c) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit beim Umfangsfräsen der Specialis®-Proben im as-built Zustand bei konstanter $P_L = 200 \text{ W}$ nach (Neuenfeldt, Zanger & Schulze 2021)

Die Ergebnisse der wärmebehandelten Proben zeigen ein ähnliches Verhalten der Prozessschwingungen, -kräfte und Oberflächenrauheit mit der Scangeschwindigkeit und den untersuchten Stellgrößen im Fräsprozess, wie die as-built-Proben (s. Abbildung 7-8).

Alle gemessenen Größen zeigen zumeist einen Anstieg bei steigender Scangeschwindigkeit. Der Anstieg der Luftschallamplitude und der Oberflächenrauheit, der bereits bei der Bearbeitung der Proben im as-built Zustand in Abbildung 7-7 beschrieben wird, ist bei der Bearbeitung der wärmebehandelten Proben bei der Betrachtung aller gemes-

senen Größen erkennbar, allerdings auf einem höheren Niveau. Eine hohe Scangeschwindigkeit führt bei den wärmebehandelten Proben zu hohen Schnittkräften, wobei dieser Zusammenhang nicht für alle Sätze an Stellgrößen im Fräsprozess gilt. Die Sätze an Stellgrößen mit einem Vorschub $f_z = 0,022$ mm/Zahn zeigen gegenläufige Korrelationen.

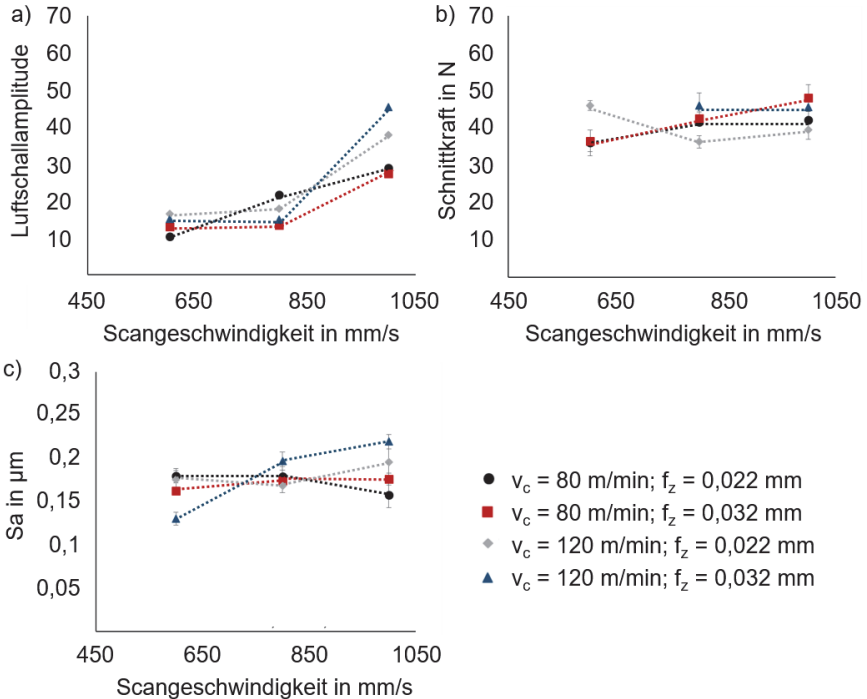


Abbildung 7-8: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft und c) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit beim Umfangsfräsen der Specialis®-Proben im wärmebehandelten Zustand bei konstanter $P_L = 200$ W nach (Neuenfeldt, Zanger & Schulze 2021)

Beim Überschreiten eines kritischen Verhältnisses von Schnittgeschwindigkeit zu Vorschub nehmen die Prozesskräfte bei sehr niedrigen Scangeschwindigkeiten zu. Dies führt tendenziell zu einer höheren Oberflächenrauheit als bei niedrigen Verhältnissen

von Schnittgeschwindigkeit zu Vorschub. Bei einer Laserleistung $P_L = 200$ W und einer Scangeschwindigkeit $v_s = 600$ mm/s liegt die geringste Rauheit vor.

Vergleicht man die Diagramme in Abbildung 7-8 untereinander, kann ein Zusammenhang zwischen der Luftschallamplitude, der Schnittkraft und der Oberflächenrauheit angenommen werden. Aus diesem Grund kann die Schallmessung und die Kraftmessung zur Vorhersage der Oberflächenrauheit des Werkstücks verwendet werden.

7.1.3 Untersuchung Verzug dünnwandiger Bauteile

Nach der Untersuchung des Einflusses der PBF-LB-Stellgrößen auf die Bearbeitung und die Oberflächenrauheit der Specialis®-Bauteile wird ebenfalls der Verzug dünnwandiger Bauteile nach dem Fräsen betrachtet. Die Versuche und die Auswertung der Versuche sind analog zu den Versuchen mit den Proben aus 1.2709.

7.1.3.1 Einfluss der Stellgrößen im Fräsprozess

Zuerst wird der Einfluss der Stellgrößen im Fräsprozess auf den Verzug nach dem Fräsen betrachtet. Der Verzug in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und dem Vorschub nach der Bearbeitung der Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand ist in Abbildung 7-9 dargestellt. Die Abbildung zeigt die Ergebnisse bei einer konstanten Laserleistung $P_L = 200$ W und Scangeschwindigkeit $v_s = 800$ mm/s.

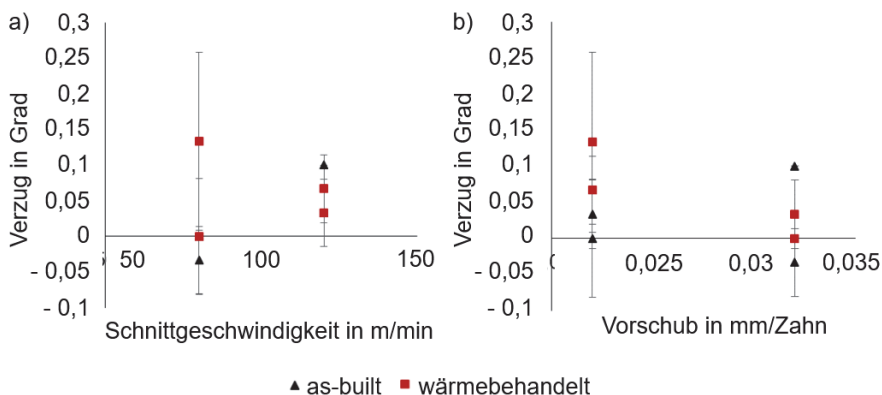


Abbildung 7-9: Verzug der Specialis®-Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand in Abhängigkeit von a) der Schnittgeschwindigkeit und b) dem Vorschub bei einer konstanten Laserleistung $P_L = 200$ W und Scangeschwindigkeit $v_s = 800$ mm/s

Abbildung 7-9 a) zeigt, dass der Verzug bei der Bearbeitung der Proben im as-built Zustand mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit tendenziell wächst, wobei die Standardabweichungen sehr groß sind. Besonders bei den Proben im wärmebehandelten Zustand liegen bei geringen Schnittgeschwindigkeiten hohe Standardabweichungen vor.

Abbildung 7-9 b) zeigt, dass der Verzug bei der Bearbeitung der wärmebehandelten Proben mit zunehmendem Vorschub abnimmt. Bei Proben im as-built Zustand wächst der Verzug von 0,03 Grad auf 0,13 Grad zwischen den Proben, die mit einer hohen und einer niedrigen Schnittgeschwindigkeit bearbeitet wurden, an.

Betrachtet man die Standardabweichung der Ergebnisse in Abbildung 7-9, kann man feststellen, dass bei niedrigen Schnittgeschwindigkeiten und bei niedrigen Vorschüben hohe Standardabweichungen vorliegen und somit keine klare Empfehlung für ein sicheres Prozessfenster möglich ist. Bei hohen Schnittgeschwindigkeiten und niedrigen Vorschüben ist die Reproduzierbarkeit allerdings höher. Für eine höhere Prozesssicherheit in der Bearbeitung dünnwandiger Bauteile mit der untersuchten Prozesskette sollten daher hohe Werte für die Schnittgeschwindigkeit und den Vorschub gewählt werden.

7.1.3.2 Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen

Im Anschluss wird der Einfluss der Volumenenergiedichte, der Laserleistung und der Scangeschwindigkeit auf den Verzug nach der fräsenden Bearbeitung betrachtet. Abbildung 7-10 zeigt die Ergebnisse bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 120$ m/min und $f_z = 0,032$ mm/min.

Abbildung 7-10 zeigt, dass die wärmebehandelten Proben ein geringeres Verzugspotenzial aufweisen als die Proben im as-built Zustand. Im Vergleich zum as-built Zustand sind die Standardabweichungen bei den wärmebehandelten Proben größer, dies kann an der Position der Probe im Wärmebehandlungsofen liegen. Nach der Wärmebehandlung zeigten die Proben unterschiedliche Anlassfarben in Abhängigkeit von ihrer Position im Ofen. Dies muss auf Temperaturunterschiede zurückzuführen sein und kann zu einem unterschiedlichen Abbau der Eigenspannungen in den Proben geführt haben, welcher wiederum den Verzug an der Probe beeinflusst.

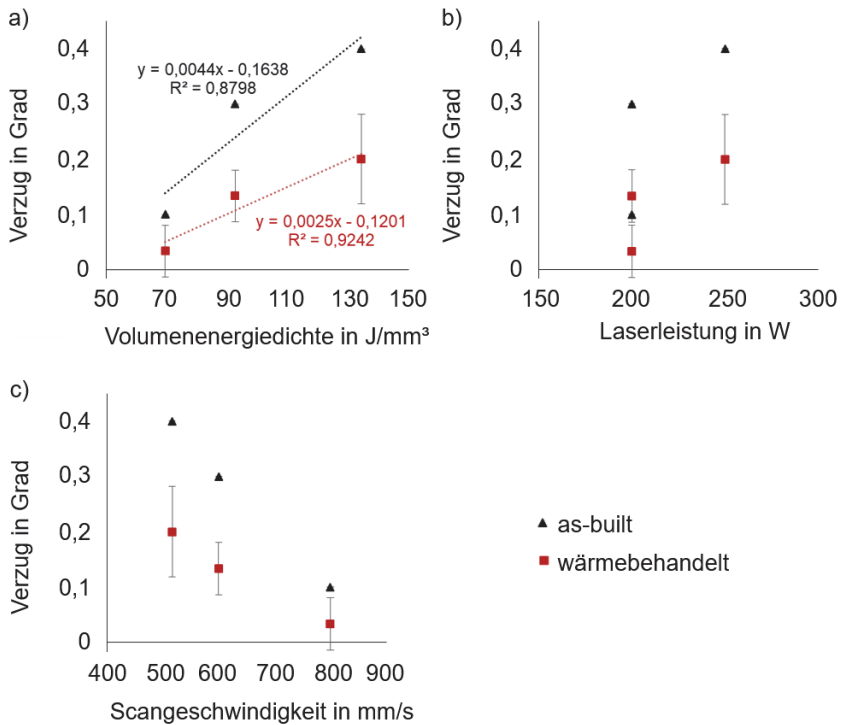


Abbildung 7-10: Verzug der Specialis®-Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand in Abhängigkeit a) der Volumenenergiedichte, b) der Laserleistung und c) der Scangeschwindigkeit bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 120$ m/min und $f_z = 0,032$ mm/min

Die Proben im as-built sowie im wärmebehandelten Zustand zeigen die gleichen Korrelationen mit den untersuchten PBF-LB-Stellgrößen. Der Verzug der Proben nach der Fräsbearbeitung nimmt mit steigender Volumenenergiedichte und mit steigender Laserleistung zu. Bei den wärmebehandelten Proben ist aber die Steigung der Korrelationsgeraden um ca. 43 % geringer als bei den as-built Proben (s. Abbildung 7-10 a).

In Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit zeigen die Ergebnisse den gleichen Zusammenhang. Abbildung 7-10 c) zeigt, dass der Verzug an den Proben nach der Fräsbearbeitung mit steigender Scangeschwindigkeit abnimmt. Eine niedrige Scangeschwindigkeit führt zu einer hohen Volumenenergiedichte.

Die dargestellten Zusammenhänge zeigen, dass der Verzug am Ende der Prozesskette zu einem großen Teil von der eingebrachten thermischen Energie während des PBF-LB-Prozesses abhängt. Diese Energie nimmt mit zunehmender Volumenenergiedichte und Laserleistung zu und mit zunehmender Scangeschwindigkeit ab.

7.2 Vergleich mit abgeleiteten Zusammenhängen

Die Ergebnisse der Untersuchung der Versuche mit dem martensitaushärtenden Werkstoff Specialis® SLM-Alloy 2 zeigen, dass eine Vergleichbarkeit mit den vorangegangenen Ergebnissen zur Untersuchung der Proben aus 1.2709 besteht.

Abbildung 7-1 stellt den Unterschied zwischen dem Stirn- und dem Umfangsfräsen der Specialis®-Proben dar. Das Umfangsfräsen führt aufgrund der größeren Eingriffsfläche der Schneide zu höheren Prozesskräften und einem größeren Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen. Dieser Wirkzusammenhang konnte in beiden Fällen beobachtet werden.

Der Auslagerungsprozess führt bei den Specialis®-Proben zu einer Härtesteigerung von annähernd 100 %. Dieser Anstieg wirkt sich in der gleichen Größenordnung auf die Prozesskräfte während des Fräsens aus. Eine Härtesteigerung konnte bei den Versuchen mit 1.2709 im gleichen Maß beobachtet werden.

Der Einfluss der Dichte auf die Prozessschwingungen, -kräfte und Oberflächenqualität konnte in Teilen mit den Validierungsversuchen nachgewiesen werden. Die Betrachtung der Volumenenergiedichte ermöglicht eine genauere Bestimmung des Bereichs an Prozessstellgrößen bei den Proben aus Specialis®. Allerdings hängt dieses auch stark von den einzelnen Prozessstellgrößen ab. Zur Validierung wurden die Laserleistung und die Scangeschwindigkeit betrachtet. Aus den Versuchen können folgende Schlüsse für beide Materialien gezogen werden:

1. Die Schnittkräfte erreichen ein Maximum bei einer mittleren Laserleistung $P_L = 250 \text{ W}$ und einer mittleren Volumenenergiedichte E_V zwischen 75 und 100 J/mm^3 .
2. Die geringste Oberflächenrauheit tritt bei einer mittleren Volumenenergiedichte E_V zwischen 75 und 100 J/mm^3 auf.
3. Bei den meisten untersuchten Sätzen an Stellgrößen im Fräsprozess nimmt die Oberflächenrauheit mit zunehmender Scangeschwindigkeit für Proben im as-built und im wärmebehandelten Zustand zu.

4. PBF-LB-Prozessstellgrößen, die zu einer höheren Porosität führen, induzieren geringere Schnittkräfte. Für den untersuchten Stellgrößenbereich konnte dies bei einer Volumenenergiedichte $E_V = 130 \text{ J/mm}^3$ gezeigt werden (s. Abbildung 7-1 b) und d) und Abbildung 7-2 a).
5. Die Variation der Stellgrößen im Fräsprozess zeigt die gleiche Korrelation der Prozessschwingungen, -kräfte und Oberflächenrauheit wie bereits aus der Literatur bekannt.

Dies zeigt, dass die Wirkzusammenhänge bei beiden Werkstoffen vergleichbar sind und die optimalen Fenster an Prozessstellgrößen in ähnlichen Bereichen zu wählen sind. Die dritte Forschungshypothese konnte für den ersten Teil der Versuche bestätigt werden. Die Einflüsse und Tendenzen können bei martensitaushärtenden Stählen gleich sein und erleichtern somit die Prozessauslegung und die Auslegung der Prozesskette bei neuen Legierungen aus martensitaushärtendem Stahl.

Die Untersuchung des Verzugspotenzials der Specialis®-Proben, zeigt, dass dieses durch die Wärmebehandlung deutlich verringert wird und somit ein größeres Prozessfenster möglich ist. Die Wiederholbarkeit wird jedoch schlechter. Außerdem ist die Volumenenergiedichte zur Bestimmung des Verzugs eine ausreichende Größe, da der Verzug maßgeblich von der eingebrachten Wärmeenergie abhängt und dies auch anhand der Korrelationen zwischen Verzug und Laserleistung sowie Verzug und Scangeschwindigkeit zu erkennen ist. Diese Erkenntnis deckt sich mit dem in Kapitel 6.3.3 aufgestellten Wirkzusammenhang bei den Proben aus 1.2709. Somit konnte die dritte Forschungshypothese in Bezug auf den Verzug dünnwandiger Bauteile bestätigt werden.

8 Zusammenfassung und Ausblick

8.1 Zusammenfassung

In dieser Arbeit wurde der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf die fräsende Nachbearbeitung additiv gefertigter Stahlbauteile untersucht und ein Ablauf entwickelt und validiert, der es erlaubt, mit möglichst wenig Aufwand neue Materialien für die Prozesskette zu qualifizieren. Die Untersuchungen wurden an den martensitaushärtenden Stählen 1.2709 und Specialis® durchgeführt.

Aus dem Stand der Technik konnte gezeigt werden, dass die Bearbeitung martensitaushärtender Stähle beherrscht wird, die Zusammenhänge im PBF-LB-Prozess aber noch nicht komplett verstanden sind. Außerdem wurden die Wärmebehandlung und die fräsende Nachbearbeitung bereits in einigen Arbeiten untersucht. Im Bereich der fräsenden Nachbearbeitung konzentrieren sich die Arbeiten allerdings auf den Vergleich additiv gefertigter Bauteile mit konventionell gefertigten Bauteilen und auf den Einfluss der Aufbaurichtung und der Wärmebehandlung auf den Fräsprozess.

Aus dem Stand der Technik und der Zielstellung wurden daher folgende Forschungshypothesen abgeleitet:

1. PBF-LB-Stellgrößen haben einen Einfluss auf die Prozesskräfte beim Fräsen und auf die resultierende Rauheit nach dem Fräsen.
2. Der Verzug dünnwandiger Bauteile oder Bauteilbereiche nach dem Fräsen wird durch die Wahl der PBF-LB-Stellgrößen beeinflusst.
3. Einflüsse und Tendenzen sind für martensitaushärtende Stähle gleich, dies erleichtert/beschleunigt die Prozessauslegung und die Auslegung der Prozesskette bei neuen Legierungen im Bereich der martensitaushärtenden Stähle.

Zur Überprüfung dieser Hypothesen wurde in einem ersten Schritt der PBF-LB-Prozess am Werkstoff 1.2709 untersucht und die bereits aus der Literatur bekannten Zusammenhänge für das verwendete Pulver und die verwendete Anlage bestätigt. Der Einfluss der Volumenenergiedichte, der Laserleistung, der Scangeschwindigkeit und des Spurbabstands konnte nachgebildet werden.

Die in der Untersuchung des PBF-LB-Prozesses erhaltenen Sätze an Stellgrößen wurden im Anschluss für die Untersuchung des Fräsprozesses verwendet. Zuerst wurde der Einfluss der Bauteildicke anhand einer Probe mit drei Treppenstufen untersucht. Es

konnte gezeigt werden, dass über alle untersuchten Sätze an Stellgrößen die gemessenen Prozesskräfte sowie die Bauteildichte und Härte vergleichbar waren. Aus diesem Grund wurden weiterführende Versuche mit unterschiedlichen Stellgrößen im Fräsprozess an kleineren Proben durchgeführt. Es konnte gezeigt werden, dass der Einfluss der Stellgrößen im Fräsprozess Schnittgeschwindigkeit und Vorschub mit dem Einfluss konventionell hergestellter Bauteile vergleichbar ist. Der Einfluss der PBF-LB-Prozessstellgrößen auf die Prozessschwingungen, die -kräfte und die erreichbare Oberflächenrauheit allerdings deutlich größer ist. Hierbei konnte festgestellt werden, dass die Volumenenergiedichte nicht allein herangezogen werden kann, um den Prozess auszulegen.

In einem nächsten Schritt wurde der Einfluss der Prozessstellgrößen entlang der Prozesskette auf den Verzug dünnwandiger Bauteile untersucht. Der Einfluss der PBF-LB-Stellgrößen auf das Ergebnis war auch bei dieser Versuchsreihe größer als der Einfluss der Stellgrößen Schnittgeschwindigkeit, Vorschub und Zustellung beim Fräsprozess. Bei der Betrachtung des Verzugs konnte allerdings die Volumenenergiedichte als Steuergröße identifiziert werden. Es konnte festgestellt werden, dass der Verzug am fertigen Bauteil mit steigender Volumenenergiedichte ansteigt.

Der Einfluss eines Auslagerungsschrittes nach dem PBF-LB-Prozess auf die fräsende Nachbearbeitung wurde in allen Versuchsreihen betrachtet. Eine solche Wärmebehandlung führt zu einer annähernd doppelt so hohen Bauteilhärte, welche zwar zu einer Verdopplung der Prozesskräfte aber zu einer Halbierung des Verzugs führte.

Die Versuche wurden in einer reduzierten Anzahl an der neuen martensitahärtenden Legierung Specialis® durchgeführt. Die Ergebnisse der Untersuchungen zu den Proben aus Specialis® zeigten, dass die gleichen Wirkzusammenhänge innerhalb der Prozesskette angenommen werden können und somit neue Werkstoffe schneller für die Prozesskette PBF-LB und Fräsen qualifiziert werden können.

In dieser Arbeit konnten alle drei Forschungshypothesen bestätigt werden und die Qualifizierung eines neuen Werkstoffs mit einem reduzierten Probenaufwand durchgeführt werden.

8.2 Ausblick

Die Ergebnisse der in dieser Arbeit durchgeführten Versuche können in einem nächsten Schritt genutzt werden, um ein datengetriebenes Modell zur Qualifizierung neuer Materialien für die fräsende Nachbearbeitung zu erstellen.

Außerdem können die Untersuchungen zum Verzug dünnwandiger Bauteile auf die Nachbearbeitung der Upskin-Flächen erweitert werden. Da durch das Abtrennen von Material an dieser Fläche ein anderer Einfluss auf die Eigenspannungsverteilung erwartet wird und es somit zu einem andersartigen Verzug am Bauteil kommen sollte.

Für eine schnelle Qualifizierung können die kleinen Probekörper aus Abbildung 4-6 verwendet werden. Eine günstige Auswahl an PBF-LB-Stellgrößen kann in der zweiten Versuchsreihe zum Verzug an dünnwandigen Bauteilen den Aufwand verringern.

Die Probengeometrie kann für den Aufbau eines Schnelltests zur schnelleren Qualifizierung neuer Materialien, neuer Werkzeuge und neuer Anlagen für die Prozesskette PBF-LB, Wärmebehandlung, Fräsen genutzt werden. Hierfür muss die Skalierbarkeit der Proben untersucht werden und die Übertragung der Wirkzusammenhänge auf die Untersuchung neuer Werkzeuge und Anlagen erfolgen.

Es besteht außerdem die Möglichkeit, beide Versuchsstränge zu kombinieren. An den Verzugsprobekörpern können ebenfalls Kräfte, akustische Signale und die Oberflächenrauheit gemessen werden. Für einen geringen Versuchsaufwand und Probenaufwand wäre es möglich, nur Verzugsprobekörper zu fertigen und zu untersuchen.

Literaturverzeichnis

Verweise gemäß dem Schema (A_Name Jahr) beziehen sich auf studentische Arbeiten, die vom Verfasser der Dissertation angeleitet wurden.

A_Kramer, S. 2020

A_Kramer, S. (2020), *Einflussanalyse in der Additiven Fertigung von martensitisch aushärtendem Stahl mittels selektivem Laserschmelzens*. Masterthesis, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruhe.

A_Ochsenstein, C. v. 2020

A_Ochsenstein, C. v. (2020), *Einflussanalyse von Prozessparametern des selektiven Laserstrahlschmelzens auf die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur der Verbindungsstelle in hybriden Fertigungsprozessen mit 1.2709-Werkzeugstahl*. Masterthesis, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruhe.

Agapovichev & Sotov et al. 2018

Agapovichev, A. V.; Sotov, A. V.; Kyarimov, R. R.; Alexeev, V. P.; Smelov, V. G.; Sufiiarov, V. S. & Masaylo, D. V. (2018), „The investigation of microstructure and mechanical properties of tool steel produced by selective laser melting technology“, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 441, S. 12003.

Baere & Moshiri et al. 2022

Baere, D. de; Moshiri, M.; Smolej, L. & Hattel, J. H. (2022), „Numerical investigation into laser-based powder bed fusion of cantilevers produced in 300-grade maraging steel“, *Additive Manufacturing*, 50, S. 102560.

Bai & Lee et al. 2020

Bai, Y.; Lee, Y. J.; Li, C. & Wang, H. (2020), „Densification Behavior and Influence of Building Direction on High Anisotropy in Selective Laser Melting of High-Strength 18Ni-Co-Mo-Ti Maraging Steel“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 51 (11), S. 5861–5879.

Bai & Yang et al. 2017

Bai, Y.; Yang, Y.; Di Wang & Zhang, M. (2017), „Influence mechanism of parameters process and mechanical properties evolution mechanism of maraging steel 300 by selective laser melting“, *Materials Science and Engineering: A*, 703, S. 116–123.

Bajaj & Hariharan et al. 2020

Bajaj, P.; Hariharan, A.; Kini, A.; Kürnsteiner, P.; Raabe, D. & Jäggle, E. A. (2020), „Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties“, *Materials Science and Engineering: A*, 772, S. 138633.

Bargel 2022

Bargel, H.-J. (Hrsg.) (2022), *Werkstoffkunde. Strukturen - grundlegende Eigenschaften*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg. ISBN: 978-3-662-63961-0.

Bayat & Thanki et al. 2019

Bayat, M.; Thanki, A.; Mohanty, S.; Witvrouw, A.; Yang, S.; Thorborg, J.; Tiedje, N. S. & Hattel, J. H. (2019), „Keyhole-induced porosities in Laser-based Powder Bed Fusion (L-PBF) of Ti6Al4V: High-fidelity modelling and experimental validation“, *Additive Manufacturing*, 30, S. 100835.

Brinksmeier & Levy et al. 2010

Brinksmeier, E.; Levy, G.; Meyer, D. & Spierings, A. B. (2010), „Surface integrity of selective-laser-melted components“, *CIRP Annals*, 59 (1), S. 601–606.

Caiazzo, Alfieri & Casalino 2020

Caiazzo, F.; Alfieri, V. & Casalino, G. (2020), „On the Relevance of Volumetric Energy Density in the Investigation of Inconel 718 Laser Powder Bed Fusion“, *Materials (Basel, Switzerland)*, 13 (3).

Casalino & Campanelli et al. 2015

Casalino, G.; Campanelli, S. L.; Contuzzi, N. & Ludovico, A. D. (2015), „Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a maraging steel“, *Optics & Laser Technology*, 65, S. 151–158.

Casati & Lemke et al. 2016

Casati, R.; Lemke, J.; Tuissi, A. & Vedani, M. (2016), „Aging Behaviour and Mechanical Performance of 18-Ni 300 Steel Processed by Selective Laser Melting“, *Metals*, 6 (9), S. 218.

Casavola, Campanelli & Pappalettere 2009

Casavola, C.; Campanelli, S. L. & Pappalettere, C. (2009), „Preliminary investigation on distribution of residual stress generated by the selective laser melting process“, *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 44 (1), S. 93–104.

DIN 6583

DIN 6583 (1981), *Begriffe der Zerspantechnik; Standbegriffe*, DIN 6583, Beuth Verlag GmbH, 01.040.25; 25.100.01.

DIN 8580

DIN 8580 (2022), *Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung*, DIN 8580, Beuth Verlag GmbH, 01.040.25; 25.020.

DIN 8589-3

DIN 8589-3 (2003), *Fertigungsverfahren Spanen - Teil 3: Fräsen; Einordnung, Unterteilung, Begriffe*, DIN 8589-3, Beuth Verlag GmbH, 01.040.25; 25.020; 25.100.20.

DIN EN ISO 16610-61

DIN EN ISO 16610-61 (2020), *Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Filtrierung - Teil 61: Lineare Flächenfilter: Gauß-Filter (ISO 16610-61:2015 + Amd 1:2019); Deutsche Fassung EN ISO 16610-61:2015 + A1:2020*, DIN EN ISO 16610-61, Beuth Verlag GmbH, 17.040.40.

DIN EN ISO 6507-1

DIN EN ISO 6507-1 (2018), *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 6507-1:2018); Deutsche Fassung EN ISO 6507-1:2018*, DIN EN ISO 6507-1, Beuth Verlag GmbH, 77.040.10.

DIN EN ISO/ASTM 52900

DIN EN ISO/ASTM 52900 (2022), *Additive Fertigung - Grundlagen - Terminologie (ISO/ASTM 52900:2021); Deutsche Fassung EN ISO/ASTM 52900:2021*, DIN EN ISO/ASTM 52900, Beuth Verlag GmbH, 01.040.25; 25.030.

Dong & Liu et al. 2018

Dong, Z.; Liu, Y.; Wen, W.; Ge, J. & Liang, J. (2018), „Effect of Hatch Spacing on Melt Pool and As-built Quality During Selective Laser Melting of Stainless Steel: Modeling and Experimental Approaches“, *Materials (Basel, Switzerland)*, 12 (1).

Ertürk & Musil et al. 2023

Ertürk, E.; Musil, B.; Diez, G.; Felber, C. & Höfer, P. (2023), „Surface morphology influences of PBF-LB manufactured Ti6Al4V parts on adhesive bond strength—in-vestigation of as-built and surface-treated conditions“, *Progress in Additive Manufacturing*, S. 1–13.

Fortunato & Lulaj et al. 2018

Fortunato, A.; Lulaj, A.; Melkote, S.; Liverani, E.; Ascari, A. & Umbrello, D. (2018), „Milling of maraging steel components produced by selective laser melting“, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (94), S. 1895–1902.

Gasser, Meiners & Wissenbach 1996

Gasser, A.; Meiners, W. & Wissenbach, K., *Verfahren zur Herstellung eines Formkörpers* (1996), Deutschland DE000019649865C1.

Gebhardt 2013

Gebhardt, A. (2013), *Generative Fertigungsverfahren. Additive Manufacturing und 3D Drucken für Prototyping, Tooling, Produktion*, Hanser, München. ISBN: 3446436510.

Gebhardt 2016

Gebhardt, A. (2016), *Additive Fertigungsverfahren. Additive Manufacturing und 3D-Drucken für Prototyping - Tooling - Produktion*, Hanser; Ciando, München. ISBN: 9783446445390.

Götze, Zanger & Schulze 2018

Götze, E.; Zanger, F. & Schulze, V. (2018), „Orthogonal cutting of laser beam melted parts“. Palermo, Italy, Author(s), S. 70023.

Graf & Neuenfeldt et al. 2021

Graf, G.; Neuenfeldt, M.; Müller, T.; Fischer-Bühner, J.; Beckers, D.; Donisi, S.; Zanger, F. & Schulze, V. (2021), „Efficient Qualification Strategy of New Steel Alloys for Laser Powder Bed Fusion“, *Advanced Materials Research*, 1161, S. 27–36.

Guo, Guo & Zhu 2018

Guo, W. F.; Guo, C. & Zhu, Q. (2018), „Heat Treatment Behavior of the 18Ni300 Maraging Steel Additively Manufactured by Selective Laser Melting“, *Materials Science Forum*, 941, S. 2160–2166.

Heisel 2014

Heisel, U. (Hrsg.) (2014), *Handbuch Spanen*, Hanser, München. ISBN: 9783446436992.

Kempen & Yasa et al. 2011

Kempen, K.; Yasa, E.; Thijs, L.; Kruth, J.-P. & van Humbeeck, J. (2011),

„Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted 18Ni-300 steel“, *Physics Procedia*, 12, S. 255–263.

Klocke 2018

Klocke, F. (2018), *Fertigungsverfahren 1. Zerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg. ISBN: 978-3-662-54207-1.

Kumar 2020

Kumar, S. (2020), *Additive manufacturing processes*, Springer, Cham. ISBN: 978-3-030-45088-5.

Lachmayer & Lippert 2017

Lachmayer, R. & Lippert, R. B. (Hrsg.) (2017), *Additive Manufacturing Quantifiziert. Visionäre Anwendungen und Stand der Technik*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg. ISBN: 9783662541135.

Lachmayer, Lippert & Fahlbusch 2016

Lachmayer, R.; Lippert, R. B. & Fahlbusch, T. (Hrsg.) (2016), *3D-Druck beleuchtet. Additive Manufacturing auf dem Weg in die Anwendung*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg. ISBN: 978-3-662-49055-6.

Li & Liu et al. 2018

Li, C.; Liu, Z. Y.; Fang, X. Y. & Guo, Y. B. (2018), „Residual Stress in Metal Additive Manufacturing“, *Procedia CIRP*, 71, S. 348–353.

Lizzul & Sorgato et al. 2021

Lizzul, L.; Sorgato, M.; Bertolini, R.; Ghiotti, A. & Bruschi, S. (2021), „Anisotropy effect of additively manufactured Ti6Al4V titanium alloy on surface quality after milling“, *Precision Engineering*, 67, S. 301–310.

m4p material solutions GmbH 2019

m4p material solutions GmbH (2019), *Technisches Datenblatt m4p Fe-2709*. https://www.metals4printing.com/wp-content/uploads/datasheets/de/Fe-Basis/m4p_Datenblatt_Fe-2709_DE.pdf [07.05.2023].

m4p material solutions GmbH 2020

m4p material solutions GmbH (2020), *Werkzeugnis m4p Fe-2709*.

Marcisz & Stępień 2017

Marcisz, J. & Stępień, J. (2017), „Short-Time Ageing of MS350 Maraging Steel with and Without Plastic Deformation“, *Archives of Metallurgy and Materials*.

Maucher, Gutsche & Möhring 2022

Maucher, C.; Gutsche, D. & Möhring, H.-C. (2022), „Investigation on anisotropic behavior of additively manufactured maraging steel during orthogonal cutting“, *Procedia CIRP*, 113, S. 294–300.

Meiners 1999

Meiners, W. (1999), *Direktes selektives Laser-Sintern einkomponentiger metallischer Werkstoffe*, Shaker, Aachen. ISBN: 3826565711.

Mercelis & Kruth 2006

Mercelis, P. & Kruth, J.-P. (2006), „Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting“, *Rapid Prototyping Journal*, 12 (5), S. 254–265.

Milton & Morandau et al. 2016

Milton, S.; Morandau, A.; Chalon, F. & Leroy, R. (2016), „Influence of Finish Machining on the Surface Integrity of Ti6Al4V Produced by Selective Laser Melting“, *Procedia CIRP*, 45, S. 127–130.

Montevecchi & Grossi et al. 2016

Montevecchi, F.; Grossi, N.; Takagi, H.; Scippa, A.; Sasahara, H. & Campatelli, G. (2016), „Cutting Forces Analysis in Additive Manufactured AISI H13 Alloy“, *Procedia CIRP*, 46, S. 476–479.

Mugwagwa, Yadroitsev & Matope 2019

Mugwagwa; Yadroitsev & Matope (2019), „Effect of Process Parameters on Residual Stresses, Distortions, and Porosity in Selective Laser Melting of Maraging Steel 300“, *Metals*, 9 (10), S. 1042.

Narvan, Al-Rubaie & Elbestawi 2019

Narvan, M.; Al-Rubaie, K. S. & Elbestawi, M. (2019), „Process-Structure-Property Relationships of AISI H13 Tool Steel Processed with Selective Laser Melting“, *Materials*, 12 (14), S. 2284.

Neuenfeldt, Zanger & Schulze 2020

Neuenfeldt, M.; Zanger, F. & Schulze, V. (2020), „Machining of Hybrid (Conventionally and Additively) built 316L, IN718 and Ti-6Al-4V Specimen“, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 75 (3), S. 192–203.

Neuenfeldt, Zanger & Schulze 2021

Neuenfeldt, M.; Zanger, F. & Schulze, V. (2021), „INFLUENCE OF LPBF PROCESS PARAMETERS ON MILLING OF A MARAGING TOOL STEEL“, *MM Science Journal*, 2021 (5), S. 5030–5037.

Neuenfeldt, M. (2019), *Einarbeitungsprojekt Manuela Leoni. Unveröffentlichte Vorarbeiten*, Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, wbk Institut für Produktionstechnik.

Otto & Brøtan et al. 2021

Otto, R.; Brøtan, V.; Carvalho, P. A.; Reiersen, M.; Graff, J. S.; Sunding, M. F.; Berg, O. Å.; Diplas, S. & Azar, A. S. (2021), „Roadmap for additive manufacturing of HAYNES® 282® superalloy by laser beam powder bed fusion (PBF-LB) technology“, *Materials & Design*, 204, S. 109656.

Richard, Schramm & Zipsner 2017

Richard, H. A.; Schramm, B. & Zipsner, T. (Hrsg.) (2017), *Additive Fertigung von Bauteilen und Strukturen*, Springer Vieweg, Wiesbaden. ISBN: 978-3-658-17779-9.

ROSSWAG GmbH

ROSSWAG GmbH , *Datenblatt Werkzeugstahl Specialis®*. https://www.rosswag-engineering.de/data-4/1/datenblatt_specialis.pdf [07.05.2023].

ROSSWAG GmbH

ROSSWAG GmbH , *Datenblatt Werkzeugstahllegierung 1.2709*. https://www.rosswag-engineering.de/data-4/1/datenblatt_1.2709.pdf [07.05.2023].

Schiebold 2019

Schiebold, K. (2019), *Zerstörende Werkstoffprüfung. Chemisch analytische und spektrometrische Prüfverfahren*, Springer Vieweg, Berlin. ISBN: 978-3-662-57794-3.

Şirin & Kaynak 2021

Şirin, T. B. & Kaynak, Y. (2021), „Prediction of residual stress and distortion in laser powder bed fusion additive manufacturing process of Inconel 718 alloy“, *Procedia CIRP*, 99, S. 330–335.

Turk & Zunko et al. 2019

Turk, C.; Zunko, H.; Aumayr, C.; Leitner, H. & Kapp, M. (2019), „Advances in Maraging Steels for Additive Manufacturing“, *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, 164 (3), S. 112–116.

Withers & Bhadeshia 2001

Withers, P. J. & Bhadeshia, H.K.D.H. (2001), „Residual stress. Part 2 – Nature and origins“, *Materials Science and Technology*, 17 (4), S. 366–375.

Wörner & Jung et al. 2017

Wörner, S.; Jung, U.; Friederich, H.; Beier, H. T. & Vormwald, M. (2017), „Rapid Prototyping im Maschinen- und Automobilbau – Ermüdungseigenschaften additiv gefertigter Bauteile“ in *Additive Fertigung von Bauteilen und Strukturen*, Hrsg. H. A. Richard, B. Schramm & T. Zipsner, Springer Vieweg, Wiesbaden, S. 1–20.

Yap & Chua et al. 2015

Yap, C. Y.; Chua, C. K.; Dong, Z. L.; Liu, Z. H.; Zhang, D. Q.; Loh, L. E. & Sing, S. L. (2015), „Review of selective laser melting: Materials and applications“, *Applied Physics Reviews*, 2 (4).

Liste der eigenen Publikationen

Neuenfeldt, M.; Zanger, F.; Schulze, V.: Machining of Hybrid (Conventionally and Additively) built 316L, IN718 and Ti-6Al-4V Specimen. *HTM J. Heat Treatm. Mat.* 75 (2020) 3, pp. 192-203, DOI:10.3139/105.110411

Graf, G.; Neuenfeldt, M.; Müller, T.; Fischer-Bühner, J.; Beckers, D.; Donisi, S.; Zanger, F.; Schulze, V.: Efficient Qualification Strategy of New Steel Alloys for Laser Powder Bed Fusion. *Advanced Materials Research*, ISSN: 1662-8985, Vol. 1161, pp 27-36, (2021) Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, DOI:10.4028/www.scientific.net/AMR.1161.27

Neuenfeldt, M.; Zanger, F.; Schulze, V.: Influence of LPBF process parameters on milling of a maraging tool steel. *MM Science Journal*, Special Issue HSM 2021, ISSN 1803-1269, (2021), DOI: 10.17973/MMSJ.2021_11_202114

Niederhofer, P.; Henke, L.; Frie, D.; Neuenfeldt, M.; Zanger, F.: Stainless Steels for Plastic Mold Frames Featuring Enhanced Machinability, *steel research international*, Art.-Nr.: 2200754, (2023), doi:10.1002/srin.202200754

Nagato, K.; Ozawa, T.; Neuenfeldt, M.; Zanger, F.; Zhao, M.; Schulze, V.: Enhancing the prediction quality of mechanical properties for powder bed fusion with laser beam by dynamic observation of flying particles, *Materials and Design*, 227, Art.-Nr.: 111696, (2023), doi:10.1016/j.matdes.2023.111696

Werdegang

Beruflicher Werdegang

06.2011 bis 08.2011	Grundpraktikum bei der Behringer GmbH
WS 2012/13 und WS 2013/14	HiWi-Tätigkeit als Maschinenkonstruktionslehre-I-Tutor am IPEK
SS 2014	HiWi-Tätigkeit als Maschinenkonstruktionslehre-IV-Tutor am IPEK
09.2014 bis 12.2014	Berufspraktikum bei der Schottel Suzhou Propulsion Co. in Suzhou, China
04.2016 bis 11.2016	Werkstudententätigkeit bei der WELTER zahnrad GmbH
02.2017 bis- 04.2017	HiWi-Tätigkeit am wbk im Bereich Wälzschälen
Seit 01.2018	Wissenschaftliche Mitarbeiterin am wbk Institut für Produktionstechnik am Karlsruher Institut für Technologie, Gruppe Fertigungs- und Werkstofftechnik

Wissenschaftlicher Werdegang

2008 bis 2011	Lycée international des Pontonniers Strasbourg (section Abibac) Doppelabschluss Abitur und Baccalauréat
2011 bis 2015	Bachelor of Science, Maschinenbau, Karlsruher Institut für Technologie (KIT) Bachelorarbeit: „Konstruktion einer Prüfumgebung zur Wirkungsgradmessung an Schwerlastwinkelgetrieben“
2015 bis 2017	Master of Science, Maschinenbau, Karlsruher Institut für Technologie (KIT) Masterarbeit: „Erstellung eines Schnittstrategietools zur Optimierung des Wälzschälprozesses“
Seit 01.2018	Doktorandin am wbk Institut für Produktionstechnik am Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: a) und b) Mikrostruktur 1.2709 as-built aus dem PBF-LB-Prozess, c) Mikrostruktur 1.2709 Guss (Guo, Guo & Zhu 2018)	3
Abbildung 2-2: Klassifizierung der additiven Fertigungsverfahren nach dem Aggregatzustand des Ausgangswerkstoffes in Anlehnung an DIN 8580 (Gebhardt 2013)	6
Abbildung 2-3: Schematischer Aufbau einer PBF-LB-Anlage (Lachmayer & Lippert 2017)	7
Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Upskin, Downskin und Randflächen an einem Bauteil aus dem PB-LB-Prozess	8
Abbildung 2-5: Darstellung der Zusammenhänge der Einflussgrößen im PBF-LB-Prozess (A_Kramer 2020)	10
Abbildung 2-6: Schematische Darstellung der Prozessstellgrößen Laserleistung (Laser power), Scangeschwindigkeit (Scanning speed), Spurbstand (Hatch spacing) und Schichtdicke (Layer thickness) (Yap & Chua et al. 2015)	10
Abbildung 2-7: Mikrostruktur von AlSi10Mg-Proben mit gleicher Volumenenergiedichte aus dem PBF-LB-Prozess (A_Neuenfeldt 2019)	15
Abbildung 2-8: Induzierung von Eigenspannungen durch TGM	16
Abbildung 2-9: Schematische Darstellung des Gleich- und Gegenlaufränsens	18
Abbildung 2-10: Fräsverfahren beim Planfräsen (DIN 8589-3)	19
Abbildung 2-11: Abhängigkeit der Zerspangkraftkomponenten von Vorschub, Schnittgeschwindigkeit, Einstellwinkel und Schnitttiefe (qualitativ) (Klocke 2018)	20
Abbildung 4-1: Methodischer Ablauf	28
Abbildung 4-2: Verwendete Versuchsanlage SLM 280HL (Photo KIT/Breig)	32
Abbildung 4-3: a) Probenwürfel für die Variation der Prozessstellgrößen im PBF-LB-Prozess (A_Kramer 2020), b) Scanstrategie beim PBF-LB-Prozess mit einem Rotationswinkel von 90° nach (Otto & Brøtan et al. 2021)	33
Abbildung 4-4: Schematische Darstellung der Probengeometrie für die Fräsversuche a) mit unterschiedlichen Wandstärken, b) mit unterschiedlichen Randschichtzuständen und c) mit einem Neigungswinkel α .	38

- Abbildung 4-5: Darstellung der Treppenstufengeometrie mit a) dem oberen, mittleren und unteren Bereich und b) der Unterteilung in Stirn- und Umfangsfräsen. 39
- Abbildung 4-6: Darstellung der Probengeometrie zur Untersuchung von zwei unterschiedlichen Stellgrößen im Fräsprozess. 40
- Abbildung 4-7: Versuchsaufbau zur Durchführung der Variation der Prozessstellgrößen im Gleichlaufräsen 41
- Abbildung 4-8: Schematische Darstellung eines Cantilevers auf einer Bauplattform mit eingezeichnetem Trennpfad 45
- Abbildung 4-9: Schematische Darstellungen der Verzugprobe für die Prozessabfolge PBF-LB, Fräsen, Erodieren. a) Darstellung der Aufbauichtung und Lage im Koordinatensystem der SLM 280HL, b) Bezeichnung der Flächen für den anschließenden Fräsprozess, c) Darstellung des Erodierpfades für die abschließende Trennung der Stützstruktur 46
- Abbildung 4-10: Versuchsaufbau zum Fräsen der Verzugproben auf einer Heller MC16 47
- Abbildung 4-11: Vorgehen bei der Verzugsmessung 51
- Abbildung 5-1: Vergleich verschiedener Porenformen anhand lichtmikroskopischer Schliffbilder von Proben a) mit geringer $E_V = 39\text{J/mm}^3$, b) und c) mit hoher $E_V = 120\text{J/mm}^3$ und d) relative Dichte über die Volumenenergiedichte nach (A_Kramer 2020). 53
- Abbildung 5-2: Mikrostruktur einer mit dem Standardstellgrößensatz gefertigten Probe a) und b) im as-built Zustand und c) und d) im wärmebehandelten Zustand mit den gewählten Vergrößerungen a) und c) 100x und b) und d) 500x nach (A_Kramer 2020) 56
- Abbildung 5-3: Mikrostruktur in Aufbauichtung bei 100x Vergrößerung von as-built Proben bei hoher Energiedichte E_V aufgrund a) maximaler Laserleistung $P_L = 400\text{W}$, b) minimaler Scangeschwindigkeit $v_s = 450\text{mm/s}$, c) minimalem Spurabstand $h_s = 50\text{ }\mu\text{m}$ und bei niedriger Energiedichte E_V aufgrund d) minimaler Laserleistung $P_L = 150\text{W}$, e) maximaler Scangeschwindigkeit $v_s = 1250\text{mm/s}$, f) maximalem Spurabstand $h_s = 150\text{ }\mu\text{m}$ (A_Kramer 2020). 57

- Abbildung 5-4: Topografische Darstellung der Upskin-Flächen mit 10x-Vergrößerung bei Proben mit den Volumenenergiedichten a) $E_V = 30 \text{ J/mm}^3$, b) $E_V = 60 \text{ J/mm}^3$, c) $E_V = 98 \text{ J/mm}^3$, d) $E_V = 149 \text{ J/mm}^3$ (A_Kramer 2020) 60
- Abbildung 5-5: Oberflächenrauheit S_a und S_z über der Volumenenergiedichte E_V . (A_Kramer 2020) 61
- Abbildung 5-6: Topografische Darstellung der Upskin- und Seitenflächen mit 10x Vergrößerung nach (A_Kramer 2020) 62
- Abbildung 5-7: a) Rauheit nach Orientierung der Seitenfläche und b) Welligkeit der Seitenfläche in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte E_V (A_Kramer 2020) 63
- Abbildung 5-8: a) Härte der as-Built Proben und b) wärmebehandelte Proben bei verschiedenen Volumenenergiedichten und nach (A_Kramer 2020) 64
- Abbildung 5-9: Verlauf der a) relativen Dichte, b) der Rauheit S_a und S_z und c) der Härte über die Laserleistung P_L bei einer konstanten Scangeschwindigkeit $v_s = 850 \text{ mm/s}$ und einem konstanten Spurbstand $h_s = 100 \text{ }\mu\text{m}$ nach (A_Kramer 2020) 66
- Abbildung 5-10: Verlauf der a) relativen Dichte, b) der Rauheit S_a und S_z und c) der Härte über die Scangeschwindigkeit v_s bei einer konstanten Laserleistung $P_L = 250 \text{ W}$ und einem konstanten Spurbstand $h_s = 100 \text{ }\mu\text{m}$ nach (A_Kramer 2020) 67
- Abbildung 5-11: Verlauf der a) relativen Dichte, b) der Rauheit S_a und S_z und c) der Härte über dem Spurbstand h_s bei einer konstanten Laserleistung $P_L = 250 \text{ W}$ und einer konstanten Scangeschwindigkeit $v_s = 850 \text{ mm/s}$ nach (A_Kramer 2020) 69
- Abbildung 5-12: Zusammenfassende Darstellung des Einflusses der Stellgrößen auf die Bauteilzustände und den PBF-LB-Prozess 71
- Abbildung 6-1: Schnittkraft über der Volumenenergiedichte beim Fräsen der einzelnen Treppenstufen für Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand 75
- Abbildung 6-2: a) Verwendete Stellgrößenkombinationen, b) Luftschallamplitude, c) Schnittkraft, d) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Volumenenergiedichte beim Stirnfräsen der PBF-LB-Proben im as-built Zustand 77
- Abbildung 6-3: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft, c) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Volumenenergiedichte beim Stirnfräsen der PBF-LB-Proben im wärmebehandelten Zustand 79

- Abbildung 6-4: a) Verwendete Stellgrößenkombinationen, b) Luftschallamplitude, c) Schnittkraft, d) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Volumenenergiedichte beim Stirnfräsen der PBF-LB-Proben im as-built Zustand 80
- Abbildung 6-5: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft, c) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Volumenenergiedichte beim Stirnfräsen der PBF-LB-Proben im wärmebehandelten Zustand 81
- Abbildung 6-6: a) Relative Dichte, b) Härte c) Vorschubkraft und d) Schnittkraft im as-built und im wärmebehandelten Zustand über die Volumenenergiedichte beim Stirnfräsen der Proben aus 1.2709 83
- Abbildung 6-7: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft und c) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der relativen Dichte beim Stirnfräsen 84
- Abbildung 6-8: Verwendete Stellgrößenkombinationen in Abhängigkeit von a) der Schnittgeschwindigkeit und b) dem Vorschub und der Laserleistung 85
- Abbildung 6-9: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Laserleistung im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Stirnfräsen 87
- Abbildung 6-10: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Laserleistung im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Stirnfräsen 88
- Abbildung 6-11: Verwendete Stellgrößenkombinationen in Abhängigkeit von a) der Schnittgeschwindigkeit und b) dem Vorschub und der Scangeschwindigkeit 89
- Abbildung 6-12: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Scangeschwindigkeit im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Stirnfräsen 90
- Abbildung 6-13: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Scangeschwindigkeit im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Stirnfräsen 91

- Abbildung 6-14: Verwendete Stellgrößenkombinationen in Abhängigkeit von a) der Schnittgeschwindigkeit und b) dem Vorschub und dem Spurbstand 92
- Abbildung 6-15: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und dem Spurbstand im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-
Proben beim Stirnfräsen 93
- Abbildung 6-16: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von dem Vorschub und dem Spurbstand im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-
Proben beim Stirnfräsen 94
- Abbildung 6-17: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Volumenenergiedichte im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-
Proben beim Umfangsfräsen 96
- Abbildung 6-18: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit des Vorschubs und der Volumenenergiedichte im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-
Proben beim Umfangsfräsen 97
- Abbildung 6-19: a) Relative Dichte, b Härte, c) Vorschubkraft und d) Schnittkraft im as-built und im wärmebehandelten Zustand über die Volumenenergiedichte beim Umfangsfräsen der Proben aus 1.2709 98
- Abbildung 6-20: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft und c) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der relativen Dichte beim Umfangsfräsen 99
- Abbildung 6-21: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Laserleistung im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-
Proben beim Umfangsfräsen 101
- Abbildung 6-22: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit Sa in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Laserleistung im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-
Proben beim Umfangsfräsen 102

- Abbildung 6-23: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und der Scangeschwindigkeit im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Umfangsfräsen 103
- Abbildung 6-24: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von dem Vorschub und der Scangeschwindigkeit im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Umfangsfräsen 105
- Abbildung 6-25: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit und dem Spurbstand im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Umfangsfräsen 106
- Abbildung 6-26: a) und d) Luftschallamplitude, b) und e) Schnittkraft und c) und f) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von dem Vorschub und dem Spurbstand im as-built (a, b, c) und wärmebehandelten (d, e, f) Zustand der 1.2709-Proben beim Umfangsfräsen 107
- Abbildung 6-27: Verzug der Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand in Abhängigkeit von der gewählten Zustellstrategie 111
- Abbildung 6-28: Verzug der Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand in Abhängigkeit von a) der Schnittgeschwindigkeit und b) dem Vorschub 112
- Abbildung 6-29: Verzug der Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand in Abhängigkeit von a) der Volumenenergiedichte, b) der Laserleistung, c) der Scangeschwindigkeit und d) dem Spurbstand 115
- Abbildung 7-1: Schnittkraft über die Volumenenergiedichte beim Fräsen der einzelnen Treppenstufen für Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand 118
- Abbildung 7-2: a) Dichte und b) Härte der Specialis®-Proben je nach Treppenstufe in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte 119
- Abbildung 7-3: a) Luftschallamplitude bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 80$ m/min, b) Luftschallamplitude bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 120$ m/min, c) Schnittkraft und d) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte beim Umfangsfräsen der Specialis®-Proben im as-built Zustand 120

Abbildung 7-4: a) Luftschallamplitude bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 80$ m/min, b) Luftschallamplitude bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 120$ m/min, c) Schnittkraft und d) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte beim Umfangsfräsen der Specialis®-Proben im wärmebehandelten Zustand 122

Abbildung 7-5: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft und c) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Laserleistung beim Umfangsfräsen der Specialis®-Proben im as-built Zustand bei konstanter $v_s = 800$ mm/s nach (Neuenfeldt, Zanger & Schulze 2021) 124

Abbildung 7-6: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft und c) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Laserleistung beim Umfangsfräsen der Specialis®-Proben im wärmebehandelten Zustand bei konstanter $v_s = 800$ mm/s nach (Neuenfeldt, Zanger & Schulze 2021) 125

Abbildung 7-7: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft und c) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit beim Umfangsfräsen der Specialis®-Proben im as-built Zustand bei konstanter $P_L = 200$ W nach (Neuenfeldt, Zanger & Schulze 2021) 127

Abbildung 7-8: a) Luftschallamplitude, b) Schnittkraft und c) Oberflächenrauheit S_a in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit beim Umfangsfräsen der Specialis®-Proben im wärmebehandelten Zustand bei konstanter $P_L = 200$ W nach (Neuenfeldt, Zanger & Schulze 2021) 128

Abbildung 7-9: Verzug der Specialis®-Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand in Abhängigkeit von a) der Schnittgeschwindigkeit und b) dem Vorschub bei einer konstanten Laserleistung $P_L = 200$ W und Scangeschwindigkeit $v_s = 800$ mm/s 129

Abbildung 7-10: Verzug der Specialis®-Proben im as-built und wärmebehandelten Zustand in Abhängigkeit a) der Volumenenergiedichte, b) der Laserleistung und c) der Scangeschwindigkeit bei einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 120$ m/min und $f_z = 0,032$ mm/min 131

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Prozessstellgrößen beim PBF-LB-Prozess nach (Wörner & Jung et al. 2017)	9
Tabelle 4-1: Chemische Analyse des verwendeten 1.2709 Pulvers (m4p material solutions GmbH 2020)	30
Tabelle 4-2: Pulvergrößenverteilung des verwendeten 1.2709 Pulvers (m4p material solutions GmbH 2020)	30
Tabelle 4-3: Mechanische Eigenschaften 1.2709 (ROSSWAG GmbH)	30
Tabelle 4-4: Chemische Zusammensetzung Specialis® (Graf & Neuenfeldt et al. 2021)	31
Tabelle 4-5: Pulvergrößenverteilung des verwendeten Specialis® Pulvers	31
Tabelle 4-6: Mechanische Eigenschaften Specialis® (ROSSWAG GmbH)	31
Tabelle 4-7: Definition der Faktorstufen für die Parameterstudie (A_Kramer 2020)	34
Tabelle 4-8: Bearbeitungsschritte für die Probenpräparation und entsprechende Maschineneinstellungen zur Gefügeuntersuchung (A_Kramer 2020)	36
Tabelle 4-9: PBF-LB-Stellgrößen für die Fräsversuche an 1.2709 der ersten Versuchsreihe	42
Tabelle 4-10: Gewählte Stellgrößen für das Stirn- und Umfangsfräsen der 1.2709-Proben	43
Tabelle 4-11: PBF-LB-Stellgrößen für die Fräsversuche an 1.2709 der zweiten Versuchsreihe	43
Tabelle 4-12: PBF-LB-Stellgrößen für die Fräsversuche am Specialis®	44
Tabelle 4-13: Gewählte Stellgrößen im Fräsprozess der Specialis®-Proben	44
Tabelle 4-14: Gewählte PBF-LB-Stellgrößen für die Verzugsuntersuchung beim Fräsen von 1.2709	48
Tabelle 4-15: Zustellstrategien zur Untersuchung des Verzugs während des Fräsen von 1.2709	49
Tabelle 6-1: Optimierte Stellgrößen für die untersuchte Prozesskette	109

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 drehzahleregelten 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 druckeregelter 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 Abkanteilen

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 Hornprozesssteuerung

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 fünffachsignen 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 bearbeitungs-elementorientiertes, 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 Linnenbueger

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 Mauerwerkabbaus 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 Vossmann

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 Fünffachsfräsbearbeitung 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

Entwicklungsintegrierte 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- Management-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 Gönninger

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 Dienstleistungsorganisationen: 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 pulvererspritzgegossene Mikromauteile

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 Makrozerspannung 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 Spannbildungssimulation

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 Kugelgewindetriebe

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 Fügspalts 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-Antriebs-elementen

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 ressourceneffizienter
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 Mikrotextrurierung

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

Wälzschalen 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

