

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

Gregor Graf

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

Band 282

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

Gregor Graf

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

Band 282



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

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

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

angenommene

**Dissertation**

von

Gregor Graf, M.Sc.

Tag der mündlichen Prüfung: 17.06.2024

Hauptreferent:

Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze

Korreferent:

Prof. Dr.-Ing. habil. Markus Bambach



### **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 978-3-8440-9585-2  
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](http://www.shaker.de) • E-Mail: [info@shaker.de](mailto:info@shaker.de)

## **Vorwort des Herausgebers**

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

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

Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer

Prof. Dr.-Ing. Gisela Lanza

Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze

Prof. Dr.-Ing. Frederik Zanger



## **Vorwort des Verfassers**

„Da können wir dir dann nicht mehr helfen!“

Diesen Satz meiner Eltern am Abend nach der Grundschulempfehlung für das Gymnasium werde ich wohl nie vergessen. Die Worte haben mich mit großem Stolz erfüllt, aber auch zum ersten Mal bewusst die eigene Verantwortung für den weiteren Schul- und Lebensweg erkennen lassen. Rückblickend verspüre ich 24 Jahre später, entgegen der ersten Befürchtungen, hauptsächlich eine große Dankbarkeit für die gesammelten Erfahrungen und für die vielfältige Unterstützung, welche ich in dieser Zeit bis zum Abschluss meiner Promotion in Anspruch nehmen durfte.

Mein besonderer Dank gilt Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze, welcher die externe Promotion erst ermöglichte und mich bei allen fachlichen und organisatorischen Fragestellungen während der gesamten Betreuungszeit bestmöglich unterstützte. Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Markus Bambach möchte ich danken, dass er das Korreferat auch noch fünf Jahre nach der ersten Anfrage übernommen hat.

Ich danke der Geschäftsführung und den Gesellschaftern der Rosswag GmbH, welche mir einen sehr großen Vertrauensvorsprung entgegenbrachten und mir viele Entscheidungsfreiheiten ermöglichten. Damit konnte ich die wissenschaftliche Arbeit an der Dissertation neben dem Auf- und Ausbau der Division Rosswag Engineering in Angriff nehmen. Bei Alexander Essig bedanke ich mich speziell für die lehrreichen Gespräche im Zusammenhang mit wirtschaftlichen Fragestellungen. Insbesondere möchte ich Dr.-Ing. Sven Donisi für die unzähligen Ermutigungen und Ratschläge im Rahmen meiner beruflichen und wissenschaftlichen Entwicklung vielmals danken.

Bei meinen Kollegen von Rosswag Engineering bedanke ich mich für die jahrelange vertrauensvolle Zusammenarbeit und stetige Unterstützung während der Anfertigung meiner Dissertation.

Prof. Dr.-Ing. Frederik Zanger und meiner Großmutter Marianne Butz danke ich ausdrücklich für das mehrmalige Korrekturlesen und die vielen hilfreichen Anmerkungen.

Weiterhin möchte ich meinen Eltern Bianca und Thomas Graf sowie meiner Schwester Gloria Boudgoust für die vielschichtige und lebenslange Unterstützung über alle Lebensphasen hinweg herzlich danken. Darüber hinaus bedanke ich mich bei meinen Schwiegereltern Britta und Klaus Link sowie bei meiner Schwägerin Anna Boudgoust für den jahrelangen Rückhalt.

Meinen Kindern Lea und Luca Graf danke ich für die täglich wiederkehrende, liebevolle Ablenkung und Aufmunterung. Abschließend möchte ich mich von ganzem Herzen bei meiner Frau Alexa Graf bedanken, welche durch die Entbehrung viel gemeinsamer Zeit und die umfangreiche Unterstützung in allen erdenklichen Lebenssituationen die Anfertigung dieser Arbeit erst ermöglicht hat.

Pfintzal, 17. Juni 2024  
Gregor Graf



# Kurzfassung

Gegenstand dieser Dissertation ist die Qualifizierung einer neuentwickelten, martensitaushärtbaren Werkzeugstahllegierung FeNiCoMoVTiAl im additiven Fertigungsverfahren Laser Powder Bed Fusion (*LPBF*), um den Einsatzbereich additiv gefertigter Bauteile auch auf Werkzeuge mit hohen mechanischen Belastungen zu erweitern. Beginnend ab der Metallpulverherstellung, werden die relevanten Prozessschritte für die Herstellung von Probekörpern zur mechanisch-technologischen Charakterisierung durchgeführt. Durch systematische Versuchsreihen werden geeignete Prozessparameter ermittelt, um die reproduzierbare Herstellung von Bauteilen ohne qualitätsbeeinflussende poren- oder rissbedingte Defekte im Gefüge bei der Bauteilherstellung zu ermöglichen. Über anschließende Wärmebehandlungsprozesse kann das Eigenschaftsprofil der FeNiCoMoVTiAl Legierung weiter optimiert werden, um damit beispielsweise eine Härte von bis zu 799 HV zu erzielen. Um einen zusätzlichen Freiheitsgrad bei der additiven Herstellung von Werkzeugbauteilen zu schaffen, wird eine synchronisierte Doppellaser-Belichtungsstrategie validiert, welche eine lokale Modifizierung der thermischen Historie ermöglicht. Durch optimierte Belichtungs- und Prozessparameter kann die Mikrohärtigkeit im resultierenden Werkstoffgefüge bei vergleichbarer Schmelzbadstruktur um etwa 9 % angehoben oder um etwa 7 % abgesenkt werden. Die Charakteristik des damit beeinflussten Materialgefüges und die damit einhergehenden mechanischen Eigenschaften werden bei der Herstellung von Multi-Parameter Bauteilen validiert. In den einzelnen Bereichen kann die thermische Historie gezielt über die Prozessparameter beeinflusst werden, sodass damit eine räumliche Gradierung der resultierenden Mikrohärtigkeit ermöglicht wird. Eine funktionale Gradierung lässt sich auch über eine nachfolgende Wärmebehandlung hinaus nachweisen, um damit optimierte Werkzeuganwendungen mit hohen mechanischen Anforderungen realisieren zu können.



# Inhaltsverzeichnis

<b>Symbolverzeichnis</b>	<b>V</b>
<b>Abkürzungsverzeichnis</b>	<b>VII</b>
<b>1 Einleitung und Motivation</b>	<b>1</b>
<b>2 Kenntnisstand</b>	<b>3</b>
2.1 Laser Powder Bed Fusion . . . . .	3
2.1.1 Einordnung . . . . .	3
2.1.2 Prozessablauf . . . . .	5
2.1.3 Wechselwirkungen . . . . .	6
2.1.4 Prozessparameter und Belichtungsstrategie . . . . .	12
2.1.5 Prozessmodellierung . . . . .	18
2.1.6 Zwischenfazit . . . . .	20
2.2 Funktional gradierte Materialien . . . . .	20
2.2.1 Umsetzung mittels additiver Fertigungsverfahren . . . . .	21
2.2.2 Zwischenfazit . . . . .	23
2.3 Verarbeitung von Werkzeugstählen im LPBF-Prozess . . . . .	23
2.3.1 Herausforderungen . . . . .	24
2.3.2 Maraging Stähle . . . . .	26
2.3.3 Industrielle Anwendungsbeispiele . . . . .	28
2.3.4 Zwischenfazit . . . . .	29
<b>3 Eigener Ansatz</b>	<b>31</b>
<b>4 Vorbereitung, Versuchsablauf und Analytik</b>	<b>33</b>
4.1 Anlagentechnik und Software für LPBF . . . . .	33
4.2 Systemkalibrierung für die Doppellaser-Belichtungsstrategie . . . . .	37
4.3 Werkstoffauswahl und Versuchsplanung . . . . .	39
4.4 Probenpräparation und Bestimmung der experimentellen Kenngrößen . . . . .	42
4.5 Herstellung und Analyse des FeNiCoMoVTiAl Metallpulvers . . . . .	43



<b>5</b>	<b>LPBF-Prozessierung des FeNiCoMoVTiAl Werkzeugstahls</b>	<b>47</b>
5.1	Initiale Qualifizierung	47
5.2	Analyse des Parameterfensters anhand von Einzelschmelzbahnversuchen	55
5.3	Einfluss der LPBF-Prozessparameter auf die Herstellung von Volumenkörpern	59
5.4	Mechanische Eigenschaften und deren Beeinflussung durch Wärmebehandlung	61
5.5	Diskussion	66
<b>6</b>	<b>Synchronisierte Doppellaser-Belichtungsstrategie</b>	<b>71</b>
6.1	Prozesstechnische Umsetzung der Versuchsdurchführung und Auswertung	71
6.2	Experimentelle Untersuchungen zum Parametereinfluss	76
6.2.1	Initiale Versuche und konzeptionelle Herleitungen	76
6.2.2	Versuchsplanung, Versuchsdurchführung und Auswertung	81
6.3	Diskussion	97
6.3.1	Umsetzung der Doppellaser-Belichtungsstrategie	97
6.3.2	Einfluss auf die Materialdichte	98
6.3.3	Einfluss auf die Schmelzbadstruktur	99
6.3.4	Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften	100
6.3.5	Weiterführende Anpassung der Belichtungsstrategie und Prozessparameter	102
6.3.6	Technisches und wirtschaftliches Potenzial	103
<b>7</b>	<b>Herstellung funktional gradierter Bauteile</b>	<b>105</b>
7.1	Initiale Versuche zur Herstellung von Multi-Parameter Bauteilen	105
7.2	Validierung	113
7.3	Diskussion	121
7.3.1	Initiale Versuche zur Herstellung von Multi-Parameter Bauteilen	121
7.3.2	Validierung der Mechanismen zur Mikrohärtebeeinflussung an Multi-Parameter Bauteilen	123
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>125</b>
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>129</b>
	<b>Liste der eigenen Publikationen</b>	<b>143</b>
	<b>Werdegang</b>	<b>145</b>
	<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>147</b>
	<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>153</b>

## Symbolverzeichnis

<b>Symbol</b>	<b>Einheit</b>	<b>Beschreibung</b>
$A_S$	–	Aspektverhältnis von Tiefe zu Breite im Schmelzbad
$E_V$	$\frac{J}{mm^3}$	Volumenenergiedichte
$P_{L,1}$	W	Laserleistung von L1 bei der Doppellaser-Belichtungsstrategie
$P_{L,2}$	W	Laserleistung von L2 bei der Doppellaser-Belichtungsstrategie
$P_L$	W	Laserleistung
$R_{eS}$	$\frac{N}{mm^2}$	Streckgrenze
$R_{p0,2}$	$\frac{N}{mm^2}$	Dehngrenze
$T_0$	°C	Basistemperatur
$T_V$	°C	Temperatur der Bauplattenvorheizung
$T_s$	°C	Schmelztemperatur
$\Delta_{L1,L2}$	mm	Versatz zwischen L1 und L2 bei der Doppellaser-Belichtungsstrategie
$\Phi$	%	Porosität
$\alpha$	$\frac{mm^2}{s}$	Temperaturleitfähigkeit
$\kappa$	$\frac{W}{mK}$	Wärmeleitfähigkeit
$\lambda$	–	Absorptionsgrad
$\rho$	%	Materialdichte
$\xi$	–	Bewegungskordinate in x-Richtung
$d_H$	mm	Hatchabstand zwischen zwei benachbarten Scanvektoren
$d_L$	mm	Abstand von der Wärmequelle

---

$d_{S,1}$	$\mu m$	Tiefe des von von L1 erzeugten Schmelzbades
$d_{S,2}$	$\mu m$	Tiefe des von von L2 erzeugten Schmelzbades
$d_S$	$\mu m$	Tiefe des Schmelzbades
$f_1$	$mm$	Fokuslage von L1 bei der Doppellaser-Belichtungsstrategie
$f_2$	$mm$	Fokuslage von L2 bei der Doppellaser-Belichtungsstrategie
$f$	$mm$	Fokuslage
$h_S$	$\mu m$	Schichtdicke des Metallpulvers
$r_L$	$\mu m$	Radius des Laserstrahls in der Belichtungsebene
$t_{exp}$	$s$	Minimale Belichtungszeit zwischen der Belichtung von zwei aufeinanderfolgenden Schichten
$v_G$	$\frac{m}{s}$	Geschwindigkeit der Schutzgasströmung
$v_S$	$\frac{mm}{s}$	Scangeschwindigkeit des Lasers
$w_{S,1}$	$\mu m$	Breite des von L1 erzeugten Schmelzbades
$w_{S,2}$	$\mu m$	Breite des von L2 erzeugten Schmelzbades
$w_S$	$\mu m$	Breite des Schmelzbades
$z_R$	$mm$	Rayleighlänge

# Abkürzungsverzeichnis

## **Abkürzung**   **Beschreibung**

AISI	American Iron and Steel Institute
CAD	Computer-Aided Design
DED	Directed Energy Deposition
FEM	Finite Element Method
FGM	Functionally Graded Material
L1	Laser für den primären Schmelzprozess bei der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie
L2	Nachfolgender Laser bei der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie
LPBF	Laser Powder Bed Fusion



# 1 Einleitung und Motivation

Additive Fertigungsverfahren sind in der industriellen Fertigung angekommen. Die seit Jahren anhaltenden Wachstumsraten im Bereich von 15 bis 25 % und ein prognostiziertes Marktvolumen von über 19 Milliarden € im Jahr 2026 bestätigen die zunehmende Relevanz dieser Fertigungstechnologie zur Herstellung von Bauteilen aus meist formlosem Stoff [1].

Wenn im Speziellen die Herstellung von metallischen Funktionsbauteilen betrachtet wird, so ist die derzeit stark eingeschränkte Auswahl an qualifizierten Werkstoffen vorherrschend. Im Vergleich zu konventionellen Fertigungsverfahren mit den nach [2] alleine über 3.500 zur Verfügung stehenden Stahlsorten, sind für den nach [1] mit über 85 % Marktanteil dominierenden *Laser Powder Bed Fusion* (LPBF)-Prozess insgesamt nur etwa 50 Werkstoffe mit validierten Prozessparametern und statistisch abgesicherten Materialeigenschaften verfügbar [3]. Diese eingeschränkte Verfügbarkeit von qualifizierten Rohstoffen, Fertigungsparametern und zugehörigen Werkstoffdaten hemmt viele Industrieunternehmen, sich schon frühzeitig in Konstruktions- und Entwicklungsprozessen mit den Vorteilen der additiven Fertigungsverfahren auseinanderzusetzen. Speziell die Nachfrage nach qualifizierten und optimierten Werkstoffen für die additive Fertigung von Metallbauteilen führt zu einem starken Anstieg an wissenschaftlichen Veröffentlichungen, um den industriellen Bedarf an Werkstoff- und Prozesslösungen für die Entwicklung additiv gefertigter Funktionsbauteile zu decken [4]. Dabei lässt sich mithilfe der additiven Fertigung auch eine voxelbasierte Steuerung der resultierenden Eigenschaftsprofile darstellen, wodurch sich neben dem geometrischen Bauteildesign ein weiterführendes Optimierungspotenzial ergibt [5].

Der Werkzeug- und Formenbau ist ein Industriebereich, bei welchem schon früh in der industriellen Technologieentwicklung die disruptiven Vorteile der additiven Fertigung durch *Rapid Tooling* erkennbar waren [6]. Beispielsweise können damit konturnahe Kühlkanalstrukturen auch in komplexen Werkzeuggeometrien

erzeugt werden, welche eine gleichmäßige und beschleunigte Abkühlung, unter anderem beim Spritzgussprozess, ermöglichen. Bei einem Serieneinsatz sind damit aufgrund der geringeren Zykluszeit wirtschaftliche Einsparpotenziale möglich, trotz höherer Werkzeuginvestitionskosten durch die additive Fertigung im Vorfeld [7].

Bei genauerer Betrachtung ist jedoch zu erkennen, dass bisher nur ein vernachlässigbar kleiner Anteil an Werkzeugen tatsächlich mittels additiver Fertigungsverfahren hergestellt wird. Als eines der größten Hemmnisse, neben der simulationsgestützten Werkzeugkonstruktion, wird in der Werkzeug- und Formenbauindustrie die schlechte Verfügbarkeit von geeigneten Werkzeugstählen als Ursache genannt [8]. Die Herausforderung kann damit begründet werden, dass die Stahlwerkstoffe nach der additiven Fertigung meist nicht das benötigte mechanisch-technologische Eigenschaftsprofil von konventionell verarbeiteten Vergleichsmaterialien aufweisen [9]. Meist ist werkstoffseitig eine hohe Härte sowie Verschleißfestigkeit gefordert, wodurch gleichzeitig die für den LPBF-Prozess notwendige Schweißbeignung negativ beeinflusst wird [10].

Das Ziel dieser Arbeit soll die Qualifizierung eines neuen Werkzeugstahles für den LPBF-Prozess darstellen. Dieser Werkzeugstahl soll sich durch eine gute Prozessierbarkeit und ein hohes Härteniveau als Alternative für die Herstellung funktional optimierter Werkzeugbauteile eignen. Um das resultierende mechanisch-technologische Eigenschaftsprofil hinsichtlich der Werkzeuganwendungen lokal beeinflussen zu können, ist eine modifizierte Bearbeitungsstrategie für den LPBF-Prozess zu entwickeln und es sind die Einflussgrößen sowie die resultierenden Effekte zu ermitteln.

## 2 Kenntnisstand

### 2.1 Laser Powder Bed Fusion

#### 2.1.1 Einordnung

Die additive Fertigung beschreibt alle Fertigungsverfahren zur schichtweisen Herstellung eines Werkstücks. Dazu wird ein dreidimensionales CAD-Modell in Schichten zerlegt, welche dann im additiven Fertigungsprozess automatisiert zu einem physischen Bauteil zusammengesetzt werden. Dieses Schichtbauprinzip ist abstrahiert in Abbildung 2.1 dargestellt. Eine Einteilung der verschiedenen additiven Fertigungsverfahren kann auf oberster Ebene nach dem verarbeiteten Material erfolgen. Im industriellen Umfeld sind hier hauptsächlich die Materialgruppen der Kunststoffe, Metalle und Keramiken relevant [11].

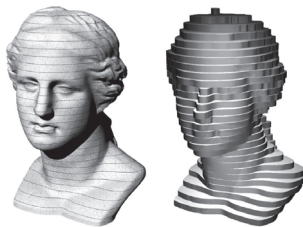


Abb. 2.1: Abstrahierte Darstellung des Schichtbauprinzips bei der additiven Fertigung [12]

Bei der additiven Fertigung von Metallen kann, wie in Abbildung 2.2 zu sehen, bereits mit einer großen Auswahl an Prozessen zwischen einstufigen und mehrstufigen Fertigungsverfahren unterschieden werden [13]. Bei den mehrstufigen Verfahren wird meist durch die Verwendung von Metallpulver und Kunststoffbinder ein Grünling erzeugt. Erst nach dem Entbindern und Sintern entsteht



daraus ein belastbares und funktionales Metallbauteil. Bei den direkten Verfahren hat sich im industriellen Umfeld bisher die schichtweise Fertigung mithilfe von Pulver und Draht durchgesetzt [1]. Dabei wird der zugeführte Werkstoff mithilfe einer Energiequelle wie Laserstrahl oder Elektronenstrahl aufgeschmolzen und so schichtweise zu einer meist endkonturnahen Werkstückgeometrie verbunden.

Der für diese Arbeit eingesetzte LPBF-Prozess wird als Fertigungsverfahren nach [14] in die erste Hauptgruppe eingeteilt und definiert das „Urformen aus dem körnigen oder pulverförmigen Zustand“. Nach der Einschätzung der Autoren in [1] hat der LPBF-Prozess bisher als einziger innerhalb der metalladditiven Fertigungsverfahren die höchste Stufe der technologischen Reife sowie Industrialisierung erreicht und bietet damit großes Potenzial für die Qualifizierung neuer Werkstoffe und Prozessstrategien im akademischen und industriellen Umfeld.

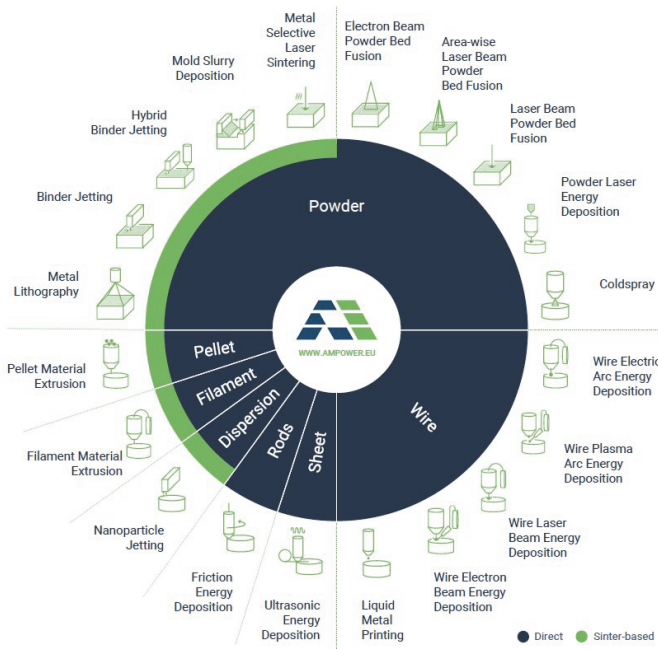


Abb. 2.2: Technologieübersicht zur additiven Fertigung von Metallbauteilen [1]

### 2.1.2 Prozessablauf

Beim LPBF-Prozess wird Metallpulver schichtweise aufgetragen und anschließend über einen oder mehrere fokussierte Laserstrahlen selektiv aufgeschmolzen. Durch wiederholtes Auftragen von Metallpulver und anschließendes Verschmelzen der Schichten untereinander entsteht das Bauteil im sogenannten *Pulverbett*. Für die Bauteilherstellung im LPBF-Prozess müssen zunächst die digitalen Schichtinformationen aus der Bauteilgeometrie erzeugt werden. Hierfür wird in der Baudatenvorbereitungssoftware das CAD-Modell in die einzelnen Schichten zerlegt, welche wiederum mit Vektoren für die geplanten Bewegungen des Lasers aufgefüllt werden. Über diese Software wird auch auf Basis der Bedienvorgaben die Planung der Belichtungsstrategie und die Einstellung der jeweiligen Laserparameter vorgenommen. Die Baudaten werden anschließend in eine Baujob-Datei exportiert und an das LPBF-System übertragen. In diesem wird vor einem Baujob ein Substratmaterial eingelegt und referenziert, das benötigte Metallpulver in den Tank oder Vorratsbehälter aufgefüllt und die Baukammer mit Schutzgas geflutet. Nach dem Baujobstart wird das Metallpulver über eine Beschichtereinheit in der gewünschten Schichtstärke auf der Substratplatte verteilt und der initiale Belichtungsprozess des Lasersystems kann ausgeführt werden. Dafür wird der Laserstrahl in Rasterbewegungen entlang vorher definierter Belichtungsvektoren über die Bauteilfläche der aktuellen Schicht gefahren, um über das Verschweißen einzelner Schmelzbahnen eine Anbindung der ersten Schicht an die Substratplatte und innerhalb der Belichtungsebene zu gewährleisten. Nachdem sich, wie in Abbildung 2.3 zu sehen, die Bauplatte um eine Schichtstärke absenkt, wird erneut beschichtet und mit einem neuen Belichtungsmuster die zweite Schicht erzeugt. Diese Prozessabfolge wiederholt sich bis zur letzten Schicht des Baujobs. Beim Entpacken des additiv gefertigten Bauteils wird zunächst das umgebende Metallpulver entfernt und über einen Siebprozess für nachfolgende Fertigungsprozesse aufbereitet. Anschließend kann eine Wärmebehandlung zur Anpassung der mechanisch-technologischen Eigenschaften durchgeführt werden, bevor das Bauteil durch Erodier- oder Sägeprozesse von der Bauplatte getrennt wird. Optional werden anschließend noch Funktionsflächen spanend nachgearbeitet oder weitere Fertigungs- sowie Montageprozesse angeschlossen.

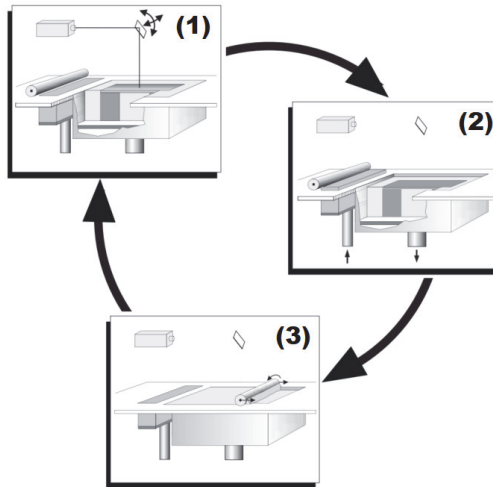


Abb. 2.3: Schematischer Ablauf für die Herstellung eines LPBF-Bauteils bestehend aus den sich wiederholenden Prozessschritten (1) Belichten, (2) Absenken der Substratplatte und (3) Beschichten [12]

### 2.1.3 Wechselwirkungen

Die wesentlichen Wechselwirkungen des LPBF-Prozesses zur Herstellung metallischer Bauteile können durch die Überlagerung mehrerer Mechanismen beschrieben werden. Darunter fallen nach [13] unter anderem:

- Interaktion zwischen Laserstrahl und Metallpulver
- Wärme- und Stoffübertragung im Bereich des Schmelzbades
- Phasenumwandlung und Verformung

#### Interaktion zwischen Laserstrahl und Metallpulver

Um das notwendige Aufschmelzen des Metallpulvers während des LPBF-Prozesses zu ermöglichen, ist die Absorption und Reflektion der Laserstrahlung durch das verwendete Metallpulver ein entscheidender Mechanismus. Die für das Auf-

schmelzen benötigte Energie stellt der Laserstrahl zur Verfügung. Dabei ist der achsensymmetrische Gaußstrahl das derzeit im LPBF-Prozess meist eingesetzte Strahlprofil (siehe Abbildung 2.4). Charakteristisches Merkmal ist dabei vor allem die Energiedichteverteilung, welche exponentiell zur Mittelachse hin ansteigt.  $r_L$  wird als der charakteristische Radius des Lasers definiert, bei welchem in der Fokusebene etwa 86 % der angelegten Laserleistung gemessen werden kann. In industriellen LPBF-Systemen werden meist diodengepumpte CW-Fasern mit einer Laserleistung  $P_L$  von 50 bis 1000 W und einem  $r_L$  von 25 bis 50  $\mu\text{m}$  eingesetzt [15]. Laser mit kleinem  $r_L$  und geringer  $P_L$  finden häufig in kleinvolumigen LPBF-Systemen für die Herstellung von filigranen Bauteilen Verwendung. Laser mit höherer  $P_L$  und größerem  $r_L$  werden hingegen bevorzugt für die produktive Herstellung von mittelgroßen oder großen Bauteilen auf entsprechend größer dimensionierten LPBF-Systemen eingesetzt. Damit der Laserstrahl an der gewünschten Stelle im Bauraum auftreffen kann, wird er meist über zwei Spiegel im Galvanometer Scanner auf die gewünschte Position gelenkt. Um dabei die Energiedichteverteilung beim schrägen Auftreffen auf die Belichtungsebene, beispielsweise in den Randbereichen des Bauraums, möglichst wenig zu beeinflussen, wird über eine F- $\Theta$ -Linse oder eine Teleskopoptik der Fokuspunkt je nach Position innerhalb der Belichtungsebene angepasst [16]. Eine Teleskopoptik kann darüberhinaus auch für die bewusste Defokussierung des Laserstrahls eingesetzt werden, um eine bestimmte Laserleistung über eine größere Fläche in der Belichtungsebene zu verteilen [17].

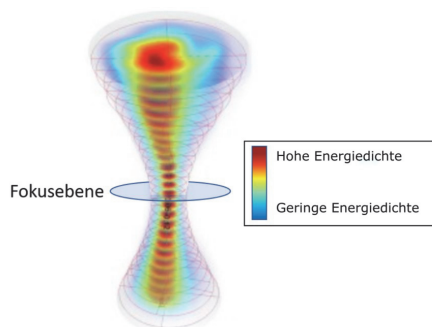


Abb. 2.4: Energiedichteverteilung im achsensymmetrischen Gauß-Strahl nach [17]

Wenn der Laserstrahl an der gewünschten Position im Pulverbett auftrifft, wird ein Teil der Laserstrahlung absorbiert und führt zum Aufschmelzen des Metall-

pulvers, sobald die Schmelztemperatur  $T_s$  des jeweiligen Werkstoffs erreicht wird [18]. In Abbildung 2.5 wird die Interaktion zwischen dem bewegten Laserstrahl und dem Metallpulver gezeigt. Der über den Absorptionskoeffizient definierte Anteil der vom Pulverbett oder Substrat absorbierten Energie ist von mehreren Einflussgrößen abhängig, zum Beispiel von der verwendeten Wellenlänge sowie dem Strahlprofil des Lasers, dem zu prozessierenden Werkstoff, den Metallpulvereigenschaften und dem Aspektverhältnis des entstehenden Schmelzbades [19, 20]. Das aufgetragene Metallpulver verursacht durch Mehrfachreflexionen an den Oberflächen der Metallpulverpartikel eine höhere Absorption der eingebrachten Laserenergie im Vergleich zu einer ebenen, festen Oberfläche aus dem selben Material. Dabei sind auch zusätzlich die charakteristische Partikelgrößenverteilung und die Partikelformen des verwendeten Metallpulvers ausschlaggebend, um den Prozentsatz der eingekoppelten Laserenergie abschätzen zu können [21]. Im industriellen Umfeld finden meist Laser mit einer Wellenlänge im infraroten Lichtspektrum von ca. 1.070 nm Verwendung. Bei Eisen-, Nickel- und Titanlegierungen können damit zum Beispiel abhängig von den weiteren Einflussgrößen zwischen 30 und 80 % der angelegten Laserleistung von dem Substrat absorbiert werden. Dabei steigt der Anteil an absorbierten Laserenergie stark an, wenn sich das Schmelzbad beispielsweise durch eine Erhöhung der Laserleistung vergrößert und daraus die Zunahme an Mehrfachreflexionen im Schmelzbad resultiert [22].

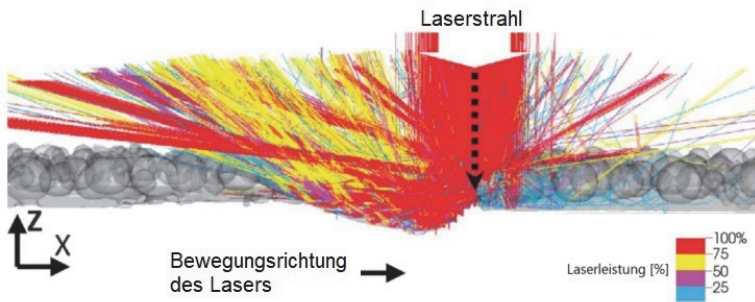


Abb. 2.5: Interaktion zwischen Laserstrahlung und Metallpulver beim LPBF-Prozess nach [18]

## Wärme- und Stoffübertragung im Bereich des Schmelzbades

Während des LPBF-Prozesses wird das Schmelzbad in Bewegungsrichtung des Laserstrahls über die Belichtungsebene geführt. Eine Charakterisierung der dabei entstehenden Schmelzbadmodi kann quantitativ mithilfe des Aspektverhältnisses  $A_S$  zwischen Tiefe  $d_S$  und Breite  $w_S$  der entstehenden Schmelzbäder, wie in Abbildung 2.6 dargestellt, vorgenommen werden. Nach [23] liegt bei  $A_S < 0,5$  der Conduction Mode, bei  $0,5 \leq A_S < 0,8$  der Transition Mode und bei  $0,8 \leq A_S$  der Keyhole Mode vor.

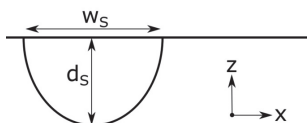


Abb. 2.6: Frontale Darstellung der Tiefe  $d_S$  und Breite  $w_S$  eines entstehenden Schmelzbades zur quantitativen Charakterisierung der Schmelzbadmodi mithilfe des Aspektverhältnisses  $A_S$

Eine Variation der Prozessparameter führt, wie in Abbildung 2.7 zu sehen, zu Änderungen im Verhalten des Schmelzbades und der direkten Umgebung. Bei geringem Energieeintrag wird das Verhalten im Bereich des entstehenden Schmelzbades als *Conduction Mode* definiert. Dieser ist durch ein Wärmeleitungsschweißen mit flachem Schmelzbad charakterisiert. Zudem überhitzt speziell im Zentrum des Laserstrahls ein Teil des Substrats, was zur Entstehung und Ausprägung von Schmauch führt. Dieser kann den Energieeintrag des Lasers stören und zu einer schwankenden oder reduzierten Energieeinkopplung sowie anderen Beeinträchtigungen der Prozessstabilität und Bauteilqualität führen [24]. Sobald der Energieeintrag weiter ansteigt, wird das Schmelzbad größer und vor allem tiefer. Es stellt sich der sogenannte *Transition Mode* ein. Durch die vergrößerte Randzone zwischen Schmelzbad und erstarrtem Material sowie die zunehmende Aktivität der Strömung wird mehr Wärmeenergie in das umgebende Material abgegeben und der Absorptionskoeffizient steigt an. Es entsteht im Schmelzbad ein Massestrom der flüssigen Schmelze durch die von der Laserstrahlung eingebrachten thermischen Gradienten, welche die Oberflächenspannung in der Schmelze beeinflussen und damit die thermokapillare Konvektion in Gang setzen [25]. Wenn der Energieeintrag weiter zunimmt, bildet sich im Zentrum des Laserstrahls durch die zunehmende Überhitzung der Schmelze eine Metalldampfkapillare, das so-

genannte *Keyhole*, aus. Dieses charakterisiert auch das Verhalten im sogenannten *Keyhole Mode*. Durch Mehrfachreflexionen an der Oberfläche der Dampfkapillare wird ein Großteil der anliegenden Laserenergie eingekoppelt und führt zu einer verstärkten Zunahme der Schmelzbadtiefe. Dieses Verhalten des Schmelzbades ist als instabil zu bezeichnen, da durch das charakteristische Aspektverhältnis und die Bewegung des Laserstrahls unkontrollierte Strömungseffekte am Rand des Keyholes entstehen. Dadurch kann das Schmelzbad überschwappen und Prozessgas einschließen, woraus im abgekühlten Material eine erhöhte Porosität im Bauteil resultiert [26].

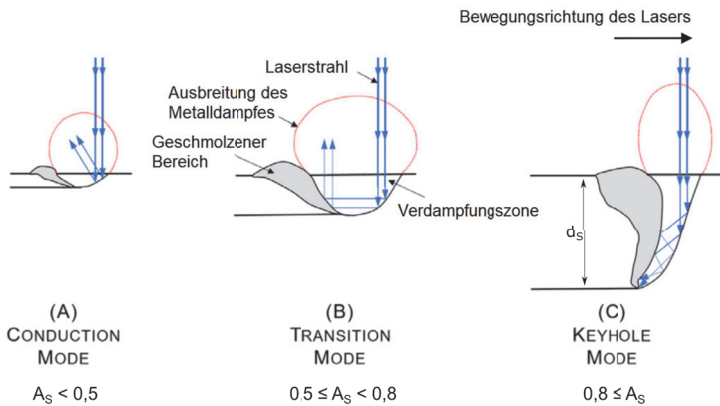


Abb. 2.7: Darstellung der drei Schmelzbadmodi (A) Conduction Mode, (B) Transition Mode und (C) Keyhole Mode in der Seitenansicht mit den charakteristischen Reflexionen der Laserstrahlung sowie der jeweils entstehenden Metallschmelze und Verdampfungszone nach [20]

In der Seitenansicht von Abbildung 2.8 ist zu erkennen, wie entgegengesetzt zur Bewegungsrichtung des Lasers die Wärmeenergie aus dem Schmelzbad in das umgebende Material abgeleitet wird und durch Selbstabschreckung beim LPBF-Prozess die Metallschmelze in kürzester Zeit mit  $10^3 - 10^8 \frac{K}{s}$  erstarrt. Daraus resultieren die charakteristischen Auswirkungen auf das Werkstoffgefüge beispielsweise hinsichtlich Größe, Morphologie und Ausrichtung der entstehenden Mikrostruktur. Es entstehen durch die hohen Abkühlgradienten im Vergleich zu anderen urformenden Fertigungsverfahren oft metastabile Phasen sowie kleinere Körner im Werkstoffgefüge [27]. Im Verlauf der Abkühlung entstehen zusätzlich die zwei Transitionsgebiete der Erstarrung und der intrinsischen Wärmebehand-

lung, durch welche die Wärmeenergie in das umgebende Material geleitet wird.

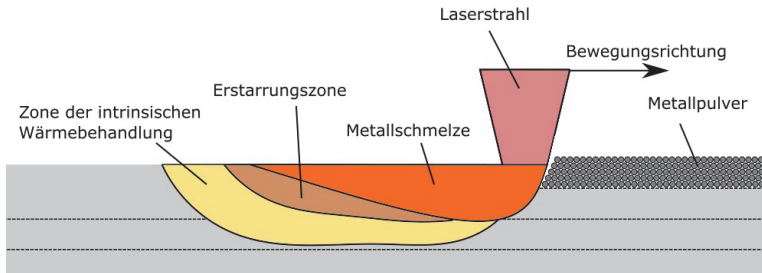


Abb. 2.8: Schematische Darstellung in der Seitenansicht zum Wärmeübergang von flüssiger Metallschmelze über die Erstarrung und intrinsische Wärmebehandlung in entgegengesetzter Richtung der Laserbewegung beim LPBF-Prozess nach [28]

Die charakteristische thermische Historie und resultierende Gefügestruktur wird auch durch den wiederholten Energieeintrag über die Schichten hinweg beeinflusst. Die lokale thermische Historie hängt dabei maßgeblich von der gewählten Belichtungsstrategie ab. Es werden, wie in Abbildung 2.9 zu sehen, bereits erstarrte Volumenelemente mehrfach in der gleichen Schicht durch benachbarte Schmelzbahnen und bei der Herstellung nachfolgender Schichten wiederaufgeschmolzen. Speziell in der Zone der intrinsischen Wärmebehandlung sind Volumenelemente für eine begrenzte Zeit einem Temperaturniveau ausgesetzt, welches das Werkstoffgefüge beispielsweise durch die Steuerung der Ausscheidungsbildung beeinflussen kann [29, 30].

### Phasenumwandlung und Verformung

Die hohen Temperaturgradienten im LPBF-Prozess führen dazu, dass bei der Abkühlung aus der flüssigen in die feste Phase und die damit einhergehenden Änderungen der temperaturabhängigen Materialdichte auch Spannungen in das Bauteil eingebracht werden (siehe Abbildung 2.10). Diese Eigenspannungen sind charakteristisch für Schweißprozesse und beim LPBF-Prozess durch den lokal begrenzten Energieeintrag besonders stark ausgeprägt. Der resultierende Eigenspannungszustand kann in Verbindung mit den physikalischen und mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes zu einer Verformung der entstehenden Bauteilgeometrie oder sogar zur Entstehung von Defekten, wie beispielsweise Rissen,



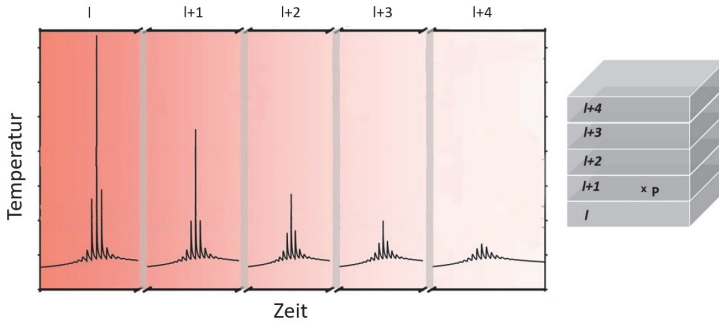


Abb. 2.9: Darstellung der periodischen, thermischen Historie eines ausgewählten Volumenelementes P durch den wiederkehrenden Energieeintrag während der Belichtung von Schicht I bis I+4 im LPBF-Prozesses nach [31]

beitragen [32]. Durch die Vorheizung der Bauplatte kann anlagenseitig entgegengewirkt werden, um durch ein gleichmäßig verteiltes, höheres Temperaturniveau die Auswirkungen der schnellen Abkühlung zu verringern und eine Prozessierung auch bei schwer schweißbaren Werkstoffen zu ermöglichen [33]. Jedoch sind im industriellen Umfeld meist nur Heizsystem bis etwa 200 °C oder in seltenen Fällen und mit einigen technologischen Begrenzungen bis 500 °C verfügbar.

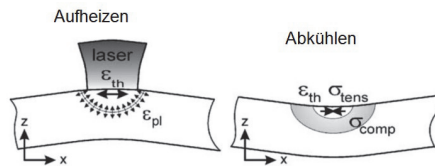


Abb. 2.10: Entstehung von Eigenspannungen durch Temperaturgradienten und Phasenumwandlung im LPBF-Prozess durch die schnelle lokale Aufheizung (links) und Abkühlung (rechts) von Volumenelementen [34]

### 2.1.4 Prozessparameter und Belichtungsstrategie

Die resultierenden Eigenschaften der LPBF-Bauteile sind von über 130 Parametern bei der Prozessierung abhängig [35]. Davon gibt es einige Parameter, die beispielsweise vom verwendeten LPBF-System oder durch den gewählten

Werkstoff vorgegeben sind. Die relevanten Faktoren zur gezielten Steuerung der gewünschten Eigenschaftsprofile im Bauteil umfassen vor allem die variablen Laser-Prozessparameter und die gewählte Belichtungsstrategie. Mit den Prozessparametern zur Steuerung des Energieeintrags des Lasers wird zunächst das Schmelz- und Erstarrungsverhalten einer einzelnen Schmelzbahn bestimmt. Die Belichtungsstrategie gibt die zeitliche und örtliche Abfolge der Schmelzbahnen bei der Erzeugung einer Schicht vor.

### Prozessparameter

Von den vielen einstellbaren Parametern sind einige wenige vorrangig relevant für einen stabilen und wirtschaftlichen LPBF-Prozess. Diese Hauptparameter finden sich in der häufig verwendeten, empirischen Kenngröße der Volumenenergiedichte  $E_V$  wieder, welche damit auch selbst als Parameter für die Auslegung von LPBF-Prozessen verwendet wird [36]. In Gleichung 2.1 wird diese zunächst definiert als die Laserleistung  $P_L$  geteilt durch die Scangeschwindigkeit des Lasers  $v_S$ , die Schichtdicke des aufgetragenen Metallpulvers  $h_S$  und den Hatchabstand  $d_H$  zweier benachbarter Scanvektoren.

$$E_V = \frac{P_L}{v_S h_S d_H} \quad (2.1)$$

Bei der Volumenenergiedichte wird die vom Laser eingebrachte Energie mit dem Volumen des zu erzeugenden Schmelzbades in Zusammenhang gebracht. Die Schichtdicke beschreibt, wie in Abbildung 2.11 zu sehen, um welche Höhe die Bauplatte zwischen zwei Schichten abgesenkt und mit Metallpulver beim Beschichten aufgefüllt wird. Dieser Parameter hat einen erheblichen Einfluss auf die Produktivität und Qualität des LPBF-Prozesses. Bei einer Erhöhung der Schichtdicke werden weniger Schichten und damit meist auch eine geringere Bauzeit benötigt. Die maximale Schichtdicke ist begrenzt durch das notwendige Wiederaufschmelzen der vorherigen Schicht für eine stoffschlüssige Verbindung und damit ein dichtes Werkstoffgefüge. Der Parameter Hatchabstand wird zur Steuerung des horizontalen Abstandes der Mittelachsen zweier Schmelzbahnen verwendet. Analog zur Schichtdicke muss abhängig von der Geometrie und Abmessung der resultierenden Schmelzbäder ein ausreichend dimensionierter Überlappungsbereich erzeugt werden, um Bindefehler im entstehenden Werkstoffgefüge zu vermeiden.

Ein geringer Hatchabstand führt durch zu häufiges Wiederaufschmelzen einzelner Volumenelemente in der Regel zu einer niedrigeren Produktivität.

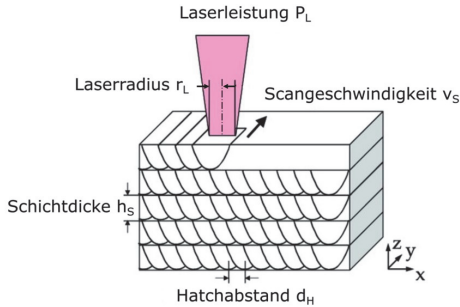


Abb. 2.11: Schematische Darstellung der Prozessparameter Laserleistung  $P_L$ , Scangeschwindigkeit  $v_S$ , Schichtdicke  $h_S$  und Hatchabstand  $d_H$  zur Beeinflussung der Volumenenergiedichte  $E_V$  im LPBF-Prozess nach [37]

Die Laserleistung und die Scangeschwindigkeit stellen die wichtigsten Parameter zur Beeinflussung des LPBF-Prozesses dar. Damit wird maßgeblich das Verhalten im Schmelzbad vorbestimmt. Wie in Abbildung 2.12 zu sehen, sind abhängig von der gewählten Parameterkombination verschiedene Effekte und charakteristische Auswirkungen bei der Erzeugung der Schmelzbahnen zu erwarten. Für die reproduzierbare Herstellung von qualitativ hochwertigen Bauteilen wird versucht, möglichst eine Parameterkombination in der Mitte des Prozessfensters zu wählen, um auch bei auftretenden Prozessschwankungen einen stabilen Fertigungsprozess zu realisieren. Im Bereich hoher Laserleistung bei geringer Scangeschwindigkeit ist ein instabiler Prozess mit tiefem Schmelzbad entsprechend des *Keyhole Modes* vorherrschend, welcher meist zu erhöhter Porosität führt [26]. Bei geringer Laserleistung und hoher Scangeschwindigkeit reicht der Energieeintrag hingegen nicht aus, um eine vollständige Verbindung mit der benachbarten Schmelzbahn oder der darunterliegenden Schicht herzustellen. Die damit einhergehenden nicht aufgeschmolzenen Bereiche im Werkstoffgefüge werden auch als *Lack of Fusion* Defekte beschrieben [38]. Der *Balling* Effekt basiert auf einer hohen Scangeschwindigkeit und kennzeichnet sich durch Unterbrechungen und Schmelztropfen entlang der Schmelzbahn. Ein instabiles Verhalten im Schmelzbad durch die hohe Scangeschwindigkeit und die damit einhergehende, unvollständige Benetzung sowie Anbindung an die tieferen Schichten sind dabei als Hauptursachen zu identifizieren [39].

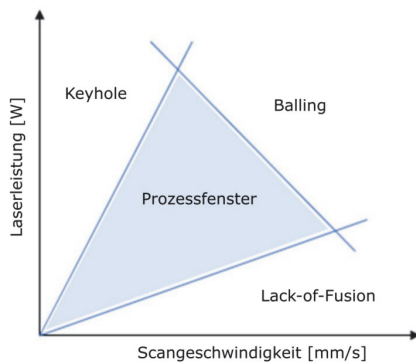


Abb. 2.12: Darstellung des LPBF-Prozessfensters in Abhängigkeit von Laserleistung  $P_L$  und Scangeschwindigkeit  $v_S$  mit der parameterabhängigen Ausprägungen von Keyhole, Lack-of-Fusion und Balling Effekten nach [40]

### Belichtungsstrategie

Bei der Belichtungsstrategie (auch als Scanstrategie bezeichnet) werden die Scanvektoren definiert, welche vom Laserstrahl in einer vorgegebenen Bewegungsabfolge abgerastert werden. Die Belichtungsstrategie hat damit einen großen Einfluss auf die Steuerung des Energieeintrages und auf die thermische Historie bei der schichtweisen Bauteilherstellung, womit die entstehende Materialdichte sowie Gefügestruktur beeinflusst werden können [41, 42]. Die im industriellen LPBF-Prozess am häufigsten verwendete Belichtungsstrategie für einen guten Kompromiss aus Qualität und Produktivität für die meisten Anwendungsfälle ist die in Abbildung 2.13 dargestellte bidirektionale Streifenbelichtung. Dabei werden die Schichten des Bauteils mit den dann alternierend ausgerichteten Scanvektoren aufgefüllt. Von den Endpunkten der Vektoren ist damit der Weg zum Startpunkt des nächsten Vektors sehr klein, was für eine hohe Prozesseffizienz sorgt. Innerhalb einer Schicht werden die Scanvektoren meist entgegen der Richtung des Schutzgasstroms im LPBF-Prozess abgefahren, damit sich Schmauchablagerungen und aufgewirbelte Pulverpartikel nicht auf der noch frischen Pulverschicht ablegen und bei dem späteren Schmelzprozess zu negativen Auswirkungen auf die Prozessstabilität und entstehende Materialstruktur führen können. Innerhalb einer Schicht können für unterschiedliche Flächen- und Volumenbereiche

des herzustellenden Bauteils variierende Parametersätze oder sogar abweichende Belichtungsstrategien verwendet, um die jeweils lokalen Anforderungen an Qualität und Produktivität zu erfüllen. Außenkonturen der Bauteilgeometrie werden über eine oder mehrere Konturbahnen mit einer meist geringeren Laserleistung hergestellt, um ein kleineres, stabileres Schmelzbad und damit eine bessere Oberflächenqualität zu erhalten. Zwischen zwei aufeinanderfolgenden Schichten wird bei der Streifenbelichtung meist die Ausrichtung der Scanvektoren um einen vorgegebenen Winkel rotiert. Damit können lokale Defekte, beispielsweise an den Start- und Endpunkten der Scanvektoren, durch das Wiederaufschmelzen in der nachfolgenden Schicht egalisiert und entstehende Eigenspannungen reduziert werden [42]. Darüber hinaus können die verschiedenen Belichtungsstrategien durch das sogenannte *Remelting* nochmal zusätzlich modifiziert werden. Dabei werden Teilbereiche des Bauteils oder ganze Schichten nochmals mit einem definierten Parametersatz belichtet, um die Mikrostruktur zu beeinflussen oder Eigenspannungen zu lösen [42, 43].

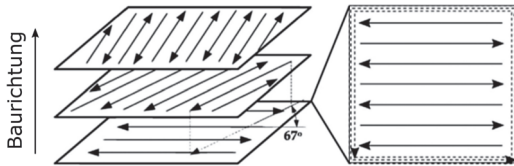


Abb. 2.13: Schematische Darstellung der Streifenbelichtung mit bidirektionalem Abrastern der Scanvektoren und einem Rotationswinkel von  $67^\circ$  zwischen den Belichtungsvektoren der Schichten nach [29]

### Multilaser-Belichtungsstrategie

Die Komplexität bei der Auslegung der Belichtungsstrategie nimmt zu, sobald ein LPBF-System mit mehreren Lasern eingesetzt wird. Die industrielle Anwendung dieser Technologie begann mit der Marktreife der ersten kommerziell erhältlichen Multi-Laser LPBF-Systemen im Jahr 2011 [44]. Die damit verbundenen Multilaser-Belichtungsstrategien basierten hauptsächlich auf dem Zusammenfügen der Scanvektoren mehrerer Laser in definierten überlappenden Bereichen, um großvolumige Bauteile effizienter zu fertigen und größere Bauräume in den LPBF-Systemen zu ermöglichen. Die Laser können dabei in der Belichtungsebene entweder ohne Einschränkungen alle Positionen erreichen oder bei großen Systeme-

men nur einzelnen Regionen zugeordnet sein. Speziell der beim Aufschmelzen entstehende Schmauch kann bei falscher Auslegung die Energieeinkopplung anderer Laser beeinträchtigen und muss als wichtiger Faktor berücksichtigt werden [45]. Eine besondere Herausforderung stellt sich dar, sobald mehrere Laser für die Belichtung eines Bauteils zugeordnet sind. Beim sogenannten *Stitching* entstehen bei der Belichtung eines Bauteils mit mehreren Lasern Fügezonen, welche eine besondere thermische Historie und damit auch Auffälligkeiten in der Gefügestruktur sowie bei den mechanischen Eigenschaften aufweisen [46, 47]. Um in diesem Überlappbereich eine defektfreie Materialstruktur zu erhalten, müssen die Strahlcharakteristiken und die Positionierung in der Belichtungsebene dafür im Vorfeld möglichst genau synchronisiert werden.

Darüber hinaus gibt es ein nur wenig beachtetes Forschungsfeld, bei welchem mehrere Laser synchronisiert entlang der gleichen Scanvektoren im LPBF-Prozess eingesetzt werden. Es existieren einige frühe, aber vielversprechende Ergebnisse, die zeigen, dass die resultierende Biegefestigkeit und Härte einer Nickelbasislegierung durch den Einsatz einer Doppellaser-Belichtungsstrategie beeinflusst werden können [48]. Dabei wurden die Scanvektoren durch zwei Laser mit einem definierten Abstand zueinander abgerastert. Nachfolgende Studien konzentrierten sich jedoch hauptsächlich auf die Verwendung einer zweiten Laserquelle zur Vorwärmung des Metallpulvers, um die Schmauchbildung zu reduzieren [49] oder um die Dichte sowie Oberflächenqualität mit einem sehr dicht folgenden, zweiten Laserstrahl zu beeinflussen [50].

Für die technologische Weiterentwicklung des LPBF-Prozesses werden unter anderem neue Laserquellen und Strahlprofile eingesetzt, um die Aufbauraten zu erhöhen und damit die Produktivität gegenüber den industriell verfügbaren Systemen zu steigern. Beispielsweise werden in Studien aufgeteilte Laserstrahlen [51], Laserdioden-Arrays [52] oder *Beam Shaping* [53] verwendet, um die eingebrachte Laserenergie auf eine größere Fläche zu verteilen. Es öffnet sich damit ein weiterer Parameterraum, durch welchen eine höhere Laserleistung verwendet sowie der Energieeintrag gezielt für eine Beeinflussung der thermischen Historie modifiziert werden kann.

### 2.1.5 Prozessmodellierung

Um ein besseres Verständnis für die physikalischen Vorgänge während des LPBF-Prozesses und die damit einhergehenden Auswirkungen auf die resultierenden Gefügestrukturen sowie mechanischen Eigenschaften zu schaffen, finden verschiedene Ansätze der Modellierung Verwendung. Im industriellen und wissenschaftlichen Umfeld wird am häufigsten auf Basis der *Finite-Elemente-Methode* (engl. *Finite Element Method*, FEM) mit numerischen Ansätzen simuliert [54]. Dabei werden die Haupteinflussgrößen wie der sich bewegende Energieeintrag des Laserstrahls und Wärmeleitungsprozesse berücksichtigt. Darüber hinaus werden zunehmend auch die Einflüsse des aufgetragenen Metallpulvers sowie Schmelzbadbewegungen bei der Simulation einbezogen, was die Komplexität erhöht und einen höheren Kalibrierungsaufwand mit experimentellen Daten nach sich zieht [55]. Für die eingesetzten Werkstoffe müssen je nach Untersuchungsumfang die thermophysikalischen Eigenschaften wie Dichte, spezifische Wärmekapazität, Wärmeleitfähigkeit und Emissionsvermögen bei dem Aufsetzen der Simulation eingearbeitet werden. Bei bereits umfangreich qualifizierten und im Markt breit verfügbaren Standardwerkstoffen ist das durch den Zugriff auf entsprechende Datenbanken möglich. Für neuentwickelte Werkstoffe müssen diese Daten jedoch meist erst aufwendig experimentell ermittelt werden.

Eine Alternative zu den numerischen Ansätzen stellt ein analytischer Ansatz auf Basis der Rosenthal-Gleichung in Gleichung 2.2 dar. Diese Gleichung wurde ursprünglich für das Schmelzschweißen aufgestellt, um die resultierende Temperaturhistorie abschätzen zu können. Die Basistemperatur  $T_0$  des Bauteils wird lokal durch eine punktförmige Energiequelle mit der Laserleistung  $P_L$  und dem zugehörigen Absorptionsgrad  $\lambda$  erhitzt. In Abhängigkeit des Abstandes  $d_L$  von der punktförmigen Energiequelle, der Wärmeleitfähigkeit  $\kappa$  des gewählten Werkstoffes, der Scangeschwindigkeit  $v_S$  der Energiequelle entlang der Achse  $\xi$  und der Temperaturleitfähigkeit  $\alpha$  können die lokalen Temperaturänderungen abgeleitet werden. Dabei wird vorausgesetzt, dass keine Temperaturabhängigkeit der thermophysikalischen Eigenschaften, wie beispielsweise Wärmeleitfähigkeit, Dichte und spezifische Wärmekapazität, vorliegt. Um das Schmelzbad, wie in Abbildung 2.14 gezeigt, ergibt sich ein quasistationärer Zustand der Temperaturverteilung, da die Laserleistung  $P_L$  und Scangeschwindigkeit  $v_S$  als konstante Parameter einbezogen werden. Darüberhinaus wird nur die Wärmeleitung in das umgebende Material berücksichtigt und andere Wärmeverluste über Konvektion oder Strahlung an der

Oberfläche sind in der Gleichung vernachlässigt. Durch die Ähnlichkeit mit dem Schmelzschweißen lässt sich die Rosenthal-Gleichung auch mit Anpassungen für die Abschätzung der thermischen Historie beim LPBF-Prozess verwenden, um beispielsweise die Schmelzbadmodi auf Basis dimensionsloser Parameter zu charakterisieren [20]. Nach [56] gibt es eine gute Übertragbarkeit der Ergebnisse zwischen analytischen und numerischen Ansätzen für Schmelzbaddimensionen und Temperaturgradienten, wenn ein geeignetes Prozessfenster nicht verlassen wird. Der Vorteil beim Einsatz der Rosenthal-Gleichung liegt dabei in der Einfachheit durch den geringeren Bedarf an spezifischen Werkstoffdaten und experimentellen Datenpunkten für die Kalibrierung. Bei komplexeren Fragestellungen eignet sich der analytische Ansatz jedoch nicht oder nur für eine initiale Abschätzung.

$$T = T_0 + \frac{\lambda P_L}{2\pi\kappa d_L} e^{-\frac{v_S(d_L\xi)}{2\alpha}} \quad (2.2)$$

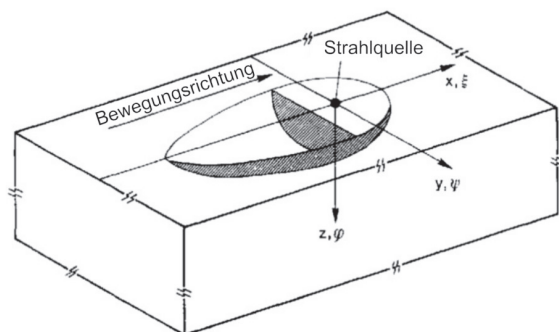


Abb. 2.14: Darstellung des dreidimensionalen Wärmeflusses durch den punktförmigen Energieeintrag einer bewegten Strahlquelle auf Basis der Rosenthal-Gleichung nach [57]

Es wurden darüber hinaus auch einige wenige Studien veröffentlicht, bei welchen durch Simulationsansätze der Einfluss von Multilaser-Belichtungsstrategie auf die resultierenden thermischen Gradienten untersucht wurde, welche maßgeblichen Einfluss auf die resultierende Gefügestruktur haben [58]. Mithilfe eines numerischen FEM-Ansatzes wurde gezeigt, dass durch den direkt nachfolgenden Energieeintrag eines zweiten Lasers die lateralen Temperaturgradienten signifikant reduziert werden können [50, 59]. Über einen analytischen und semi-analytischen



Simulationsansatz wurden ähnliche Ergebnisse aufgezeigt, bei welchen vor allem die Abkühlraten durch einen dicht nachfolgenden Energieeintrag eines zweiten Lasers signifikant reduziert werden [60]. Mithilfe der Vorheizung über einen synchronisierten zweiten Laser und der damit beeinflussten Abkühlraten können auf Basis der Simulationsergebnisse bei Titanlegierungen die entstehenden Eigenspannungen effektiv reduziert werden [61].

### 2.1.6 Zwischenfazit

Die Komplexität des LPBF-Prozesses mit den vielfältigen Wechselwirkungen zwischen Laserstrahl und Pulverwerkstoff führt zu vielen Herausforderungen bei der Prozessauslegung und Ermittlung geeigneter Prozessparameter sowie einer qualifizierten Belichtungsstrategie für die Herstellung hochwertiger Bauteile. Speziell der lokal fokussierte Energieeintrag und das damit einhergehende Wärmeleitungs-muster führen während der schichtweisen Prozessierung zu Spannungen und damit Anisotropien im erzeugten Bauteil. Modellierungsansätze für den LPBF-Prozess können zur Reduzierung von experimentellen Umfängen genutzt werden, jedoch erst nach einer umfangreichen Kalibrierung hinsichtlich der jeweiligen Anforderung.

## 2.2 Funktional gradierte Materialien

Mit dem Begriff *Funktional gradierte Materialien* (engl. *Functionally graded materials*, FGMs) werden Materialien bezeichnet, welche ein bewusst variierendes Eigenschaftsprofil über das Bauteilvolumen aufweisen und damit in besonderer Weise für Anwendungen mit multikriteriellen Zielvorgaben geeignet sind. Am Beispiel von natürlichen Leichtbaumaterialien wie Bambus mit spezifisch auf die Belastung ausgerichteten Zellulosefasern ist in [62] zu sehen, dass sich dieses Konzept in der Natur bereits über einen langen Zeitraum vorteilhaft etabliert hat. Historisch geht der Begriff FGM auf ein öffentlich gefördertes Projekt in Japan zurück, in welchem nach [63] ein Metall-Keramik-Verbundmaterial für Raumfahrtanwendungen entwickelt wurde. Dieses Material sollte ein diametral gradiertes Eigenschaftsprofil über den Querschnitt aufweisen, um Hitzebeständigkeit und mechanische Festigkeit jeweils lokal zu maximieren oder zu minimieren.

Mittlerweile haben FGMs eine feste Position im Bereich der Zukunftswerkstoffe eingenommen und es gibt im industriellen und akademischen Umfeld zunehmend mehr Aktivitäten hinsichtlich der Validierung von Fertigungsmöglichkeiten und der Ermittlung resultierender Eigenschaftsprofile [64].

### 2.2.1 Umsetzung mittels additiver Fertigungsverfahren

Die additiven Fertigungsverfahren bieten vielfältige Möglichkeiten, um die Herstellung von metallischen FGMs zu ermöglichen. Nach [65] können, wie in Abbildung 2.15 zu sehen, die funktional gradierten Eigenschaftsprofile durch lokale Legierungsmodifikationen, Änderungen in Werkstoffgefüge und variierende Porositäten hergestellt werden. Jede dieser Vorgehensweisen zur Herstellung von FGMs mithilfe additiver Fertigungsverfahren hat charakteristische Vor- und Nachteile.

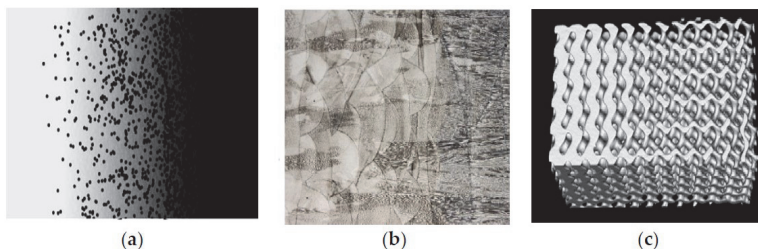


Abb. 2.15: Klassifizierung von funktional gradierten Materialien durch Variation der (a) Legierung, (b) Mikrostruktur und (c) Porosität nach [65]

Eine Änderung im verwendeten Werkstoff führt zwangsläufig zu einer entsprechenden Auswirkung im resultierenden Eigenschaftsprofil von LPBF-Bauteilen. Selbst Änderungen innerhalb der normierten chemischen Zusammensetzung von Standardwerkstoffen wie dem austenitischen Edelstahl 1.4404 können mit konstanten Prozessparametern nach [66] zu signifikanten Änderungen, beispielsweise bei den mechanischen Eigenschaften, der Korrosionsbeständigkeit und der Rissneigung führen. Durch den schichtweisen Auftrag von Metallpulver im LPBF-Prozess über einen Beschichter sind die Möglichkeiten der lokalen Änderung des Werkstoffs innerhalb einer Schicht und der stufenweisen Veränderung über mehrere Schichten hinweg begrenzt und nur mit hardwareseitigen Änderungen am LPBF-System möglich. Zudem muss der Fertigungsprozess für eine stoffschlüssige und defektfreie Verbindung der zu kombinierenden Werkstoffe umfangreich

validiert werden, da beispielsweise unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten zu der Entstehung von Rissen führen können. Trotzdem nimmt aufgrund der Vorteile durch die Kombination unterschiedlicher und werkstoffspezifischer Eigenschaftsprofile die Forschungstätigkeit im Umfeld der Multi-Material LPBF-Prozessierung zu [67]. Über modifizierte Beschichtersysteme können auch innerhalb einer Metallpulverschicht unterschiedliche Werkstoffe aufgetragen werden, um dreidimensional gradierte Eigenschaftsprofile zu ermöglichen [68]. Der DED-Prozess mit der Metallpulverzufuhr über eine Düse bietet im Vergleich dazu sogar die Möglichkeit einer Metallpulverzufuhr aus mehreren unterschiedlichen Werkstoffen oder Legierungen mit einem steuerbaren Mischverhältnis [69].

Die lokale Änderung des resultierenden Werkstoffgefüges bietet eine weitere Möglichkeit, um gradierte Eigenschaftsprofile zu erzeugen. Hierbei haben vor allem der Energieeintrag des Lasers und die thermischen Gradienten einen wichtigen Einfluss auf die lokale Ausprägung unterschiedlicher Werkstoffgefüge. Mehrere Studien untersuchten bereits bei verschiedenen Werkstoffsystemen, inwiefern sich die Änderungen von LPBF-Prozessparametern und Belichtungsstrategien bei vergleichbarer Materialdichte auf die mechanischen und funktionalen Werkstoffeigenschaften auswirken [70, 71, 72]. Dabei ist zu beachten, dass diese Effekte auch meist mit Änderungen an der Schmelzbadstruktur einhergehen, da abhängig von den Parametern Scangeschwindigkeit und Laserleistung die Tiefe sowie Breite der resultierenden Schmelzbäder variieren. Der Nachteil bei der Verwendung verschiedener Parametersätze innerhalb eines Bauteils besteht darin, dass zwischen den Bereichen mit variierenden Parametern im Bauteil Fügezonen entstehen. Daraus resultieren oft Anisotropien in der Mikrostruktur sowie Defekte wie Poren oder Risse. Dadurch wird die Belastbarkeit der mithilfe der Parameterkombination hergestellten Bauteile verringert [73]. Eine alternative Methode zur lokalen Steuerung der thermischen Gradienten und damit der Beeinflussung des Gefüges stellen nach [74] die Variation der Wartezeiten zwischen den DED-Belichtungsprozessen an einer martensitischhärtbaren Fe<sub>19</sub>Ni<sub>5</sub>Ti dar. Der verwendete Werkstoff spielt bei allen Ansätzen zur Erzeugung von FGMs auf Basis von Änderungen im Werkstoffgefüge eine wichtige Rolle, da dieser auch unmittelbar auf die Anpassungen von Prozessparametern und thermischen Gradienten reagieren muss.

Die gesteuerte Erzeugung von Porositäten im Bauteil stellt eine weitere Möglichkeit dar, um die funktionalen Bauteileigenschaften über das Volumen hinweg zu gradieren. Je nach Form, Größe und Anzahl der entstehenden Porositäten führen diese im Bauteilvolumen zu entsprechenden lokalen Veränderungen der

mechanischen oder funktionalen Eigenschaften [75]. Die lokale Porosität ist über die Prozessparameter oder die Belichtungsstrategie beeinflussbar. Hierzu werden entweder Gasporen über einen hohen Energieeintrag eingebracht oder gezielt kleine Volumensegmente vom Aufschmelzen ausgespart. Falls die entstehenden Porositäten aus nicht aufgeschmolzenen Bereichen lokal isoliert sind, kann dabei Metallpulver in den Poren verbleiben. Es können jedoch auch wie in [76] offene Porositäten erzeugt werden, um beispielsweise die nachträgliche Pulverentfernung zu ermöglichen. Das Konzept der gesteuerten Porositäten kann bis hin zu sogenannten *Metamaterialien* weitergedacht werden, bei welchen beispielsweise die verbleibenden Materialstrukturen besondere Reaktionen auf extern angelegte Kräfte zeigen [77].

### 2.2.2 Zwischenfazit

Additive Fertigungsverfahren bieten durch die voxelbasierte Herstellung ein großes Potenzial für die Industrialisierung von FGM Anwendungen. In Verbindung mit geeigneten Werkstoffsystemen können speziell durch die Variation der Prozessparameter und damit des Energieeintrages während der Bauteilherstellung die lokale Mikrostruktur und damit auch die mechanischen Eigenschaften in situ beeinflusst werden. Damit sind in der Theorie funktionale Bauteiloptimierungen mithilfe der additiven Fertigung nicht nur auf Basis der Geometrie, sondern auch hinsichtlich des örtlichen Eigenschaftsprofils möglich.

## 2.3 Verarbeitung von Werkzeugstählen im LPBF-Prozess

Unter dem Begriff *Werkzeugstähle* werden Edelmärkte charakterisiert, welche aufgrund der spezifischen Eigenschaften besonders zur Herstellung von Werkzeugen geeignet sind. Die Klasse der Werkzeugstähle lässt sich nach [78] in Kaltarbeitsstähle, Warmarbeitsstähle und Schnellarbeitsstähle gruppieren. *Kaltarbeitsstähle* werden aufgrund ihrer hohen Festigkeit und Härte für Werkzeuge zur Formgebung, wie beispielsweise Schnittwerkzeuge, eingesetzt und sind bis etwa 200 °C Oberflächentemperatur geeignet. *Warmarbeitsstähle* können durch die charakteristische Warmhärte bei höheren Temperaturen bis etwa 600 °C eingesetzt werden

und eignen sich für die Verwendung in Werkzeugen für spanlose Formgebung, wie beispielsweise Gesenke und Spritzgussformen. *Schnellarbeitsstähle* kombinieren die positiven Eigenschaften der anderen Gruppen und sind als hochlegierte Werkzeugstähle durch den hohen Karbidanteil für höchste mechanische Belastungen, wie sie beispielsweise bei Zerspanungswerkzeugen auftreten, geeignet.

Wie bereits in Kapitel 1 beschrieben, ist die Anzahl der für den LPBF-Prozess qualifizierten Werkstoffe über alle Klassen hinweg weitaus geringer als die verfügbare Werkstoffauswahl für konventionelle Fertigungsverfahren. Dabei können Werkstoffe als *qualifiziert* bezeichnet werden, sobald es ausreichend viele Datenpunkte für ein Grundverständnis der Zusammenhänge zwischen Legierungssystem, Pulvercharakteristik, Parameterabhängigkeit und resultierenden Struktur- sowie Eigenschaftsprofilen gibt [3]. Die Problematik mit der vergleichsweise geringen Werkstoffauswahl für den LPBF-Prozess ist damit auch bei der Klasse der Werkzeugstähle zu beobachten. Speziell im Werkzeug- und Formenbau wird nach [8] ein großes wirtschaftliches Potenzial durch die Herstellung funktionsoptimierter Werkzeuge erkennbar, welches durch die Entwicklung und Qualifizierung neuer Werkstoffe für die additiven Fertigungsverfahren erschlossen werden könnte.

### 2.3.1 Herausforderungen

Nach [79] sind hauptsächlich zwei Arten von Werkzeugstählen für den LPBF-Prozess qualifiziert, welche sich durch den Kohlenstoffanteil im jeweiligen Legierungssystem unterscheiden. Zum einen gibt es die nahezu kohlenstofffreien Maraging Stähle und zum anderen die kohlenstofflegierten Werkzeugstähle. Ein wichtiges Kriterium für die Verarbeitbarkeit der Werkzeugstähle im LPBF-Prozess ist aufgrund der Ähnlichkeit zum Laserschweißprozess die werkstoffspezifische Schweißneigung. Dies ist eine Werkstoffeigenschaft, welche durch die chemischen, metallurgischen und physikalischen Eigenschaften bestimmt wird. Die Rissneigung und damit auch die Schweißneigung des jeweiligen Stahlwerkstoffes kann beispielsweise mit dem Kohlenstoffäquivalent bestimmt werden und ist damit maßgeblich vom Kohlenstoffgehalt der jeweiligen Legierung abhängig [80]. Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt über 0,4 Ma.-% gelten ohne spezielle Verfahrensmodifikationen als schweißungeeignet. Grund dafür ist unter anderem die charakteristische, temperaturabhängige Umwandlung vom kubisch-flächenzentrierten Gitter des Austenits in die tetragonal raumzentrierte Gitterstruktur des spröden

Martensits. Die damit einhergehende Volumenausdehnung kann zur Bildung von Eigenspannungen sowie Kaltrissen in der entstehenden Gefügestruktur führen. Am Beispiel des zahlreich untersuchten Warmarbeitsstahls 1.2344 mit einem Kohlenstoffanteil von etwa 0,4 Ma.-% kann man auf Basis der Literaturquellen [41, 81, 82, 83] erkennen, dass die Verarbeitung im LPBF-Prozess mit einigen Herausforderungen verbunden ist und für die Herstellung von rissfreien Bauteilen die Prozessparameter sowie die Belichtungsstrategie in einem engen Prozessfenster aufeinander abgestimmt sein müssen. Nach einer definiert abgestimmten Wärmebehandlung kann mit dem Werkstoff 1.2344 eine Härte von bis zu 700 HV erzielt werden [84], wodurch die Minimalanforderungen für hochbelastete Anwendungen im Werkzeug- und Formenbau erreicht werden. Ein hoher Kohlenstoffgehalt über 0,5 Ma.-% ist, auch in Verbindung mit anderen Legierungselementen, bei Werkzeugstählen maßgeblich für ein vorteilhaftes Eigenschaftsprofil verantwortlich. Bei steigendem Kohlenstoffgehalt erhöhen sich in der Regel durch Martensit- und Karbidbildung die Festigkeit, Härte und Verschleißbeständigkeit. Nachteilig ist dies neben der geringeren Schweißneigung für die Zähigkeit, Verformbarkeit und Spanbarkeit der jeweiligen Werkzeugstähle. Trotz der geringen Schweißneigung gibt es beispielsweise Untersuchungen, bei welchen der Schnellarbeitsstahl 1.3294 mit einem Kohlenstoffgehalt von etwa 1,3 Ma.-% rissfrei durch eine Hochtemperaturheizung im LPBF-Prozess verarbeitet werden kann [85]. In Abbildung 2.16 ist jedoch zu erkennen, dass die additiv gefertigten, kohlenstofflegierten Werkzeugstähle trotz erfolgreicher Verarbeitung signifikant vom Eigenschaftsprofil einer konventionellen Herstellung abweichen. Die sonst überlegene Kombination aus Festigkeit und Zähigkeit dieser Werkzeugstähle lässt sich aufgrund der Bildung von vorzugsweise sprödem Martensit nicht über die Verarbeitung im LPBF-Prozess erzielen und damit liegen die resultierenden Eigenschaften sogar hinter den Maraging Stählen zurück. Bei den Maraging Stählen gibt es durch die Verarbeitung im LPBF-Prozess wesentlich kleinere Abweichungen von Zugfestigkeit und Bruchdehnung im Vergleich zur konventionellen Herstellungsrouten. Damit lässt sich ein großes Potenzial bei der weiteren Optimierung der Maraging Stähle für die additive Fertigung erkennen, um das resultierende Eigenschaftsprofil hinsichtlich der Anforderungen im Werkzeug- und Formenbau zu optimieren.

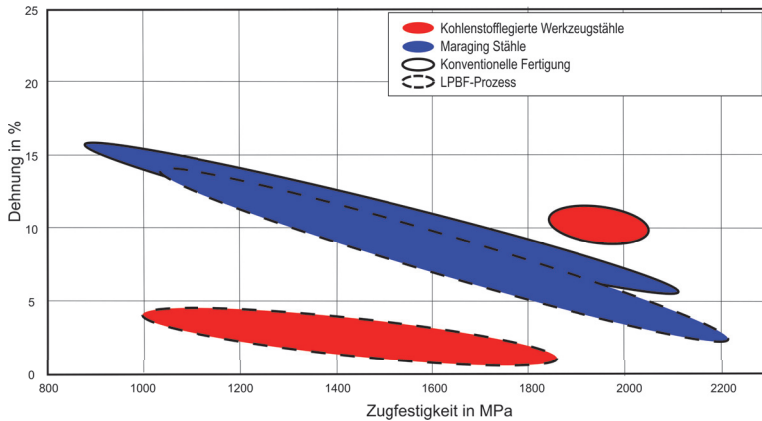


Abb. 2.16: Darstellung der resultierenden Härte und Zugfestigkeit von kohlenstofflegierten Werkzeugstählen und Maraging Stählen in Abhängigkeit des Fertigungsprozesses nach [79]

### 2.3.2 Maraging Stähle

Maraging Stähle wurden etwa ab Mitte des 20. Jahrhunderts entwickelt und zeichnen sich durch die Kombination aus hoher Festigkeit und gleichzeitig hoher Zähigkeit aus. Der Begriff *Maraging* setzt sich aus dem Englischen *martensitic aging* zusammen und bezeichnet die charakteristische Festigkeitssteigerung des kubisch raumzentrierten Nickelmartensits durch intermetallische Ausscheidungen während der Auslagerung. Der Nickelanteil von Maraging Stählen liegt bei über 12 Ma.-% in Verbindung mit einem sehr geringen Kohlenstoffanteil bis 0,03 Ma.-%. Meist werden noch die Elemente Kobalt, Molybdän und Titan zur Beeinflussung der Martensitstarttemperatur und Optimierung des Eigenschaftsprofils zulegiert [86]. Über die Nomenklatur vom American Iron and Steel Institute (kurz AISI) kann bei Maraging Stählen der Nickelanteil und die Güteklasse abgeleitet werden. So enthält der Maraging Stahl 1.2709 mit der AISI Klassifikation 18Ni(300) etwa 18 Ma.-% Nickel und erreicht eine Streckgrenze  $R_{eS}$  von 300 ksi, was etwa 2068 MPa entspricht. Maraging Stähle sind aufgrund des vergleichsweise hohen Anteils von mehr als 20 Ma.-% der Legierungselemente wie Nickel oder Cobalt in der Anwendung meist teurer als andere Stähle. Das einzigartige Eigenschaftsprofil macht die Maraging Stähle jedoch unabdingbar für spezifische Anwendungen wie in der Luft- und Raumfahrt, Nuklear- sowie Militärindustrie. Die additive Ferti-

gung birgt durch die endkonturnahe Bauteilherstellung trotz des vergleichsweise hohen Werkstoffpreises damit große Chancen für die Nutzung des vorteilhaften Eigenschaftsprofils der Maraging Stähle für viele funktionsoptimierte, industrielle Anwendungen [87].

Im LPBF-Prozess wird hauptsächlich der bereits genannte Maraging Stahl 1.2709 eingesetzt. Die resultierenden Materialeigenschaften sind unter anderem abhängig vom verwendeten Metallpulver, den Prozessparametern, der Belichtungsstrategie sowie der nachfolgenden Wärmebehandlung. Speziell die Prozessparameter haben einen großen Einfluss auf die entstehende Mikrostruktur und damit die Festigkeitseigenschaften, was über mehrere Studien hinweg in einer Variation der Dehngrenze  $R_{p0,2}$  zwischen 700 und 1200 MPa sowie einer Variation der Bruchdehnung zwischen 4 und 37 % resultiert [88] und die gute LPBF-Prozessierbarkeit in einem großen Parameterfenster bestätigt. Durch die geringe Härte von etwa 300 bis 350 HV im additiv erzeugten Zustand lässt sich der Werkzeugstahl 1.2709 sehr gut vor einer nachfolgenden Wärmebehandlung mechanisch verarbeiten. Je nach angestrebten Werkstoffeigenschaften wird vor dem Auslagern noch ein Lösungsglühen bei etwa 800 bis 1.000 °C durchgeführt. Dabei wird die charakteristische Mikrostruktur des LPBF-Gefüges jedoch in eine mit konventionellen Herstellungsrouten vergleichbare Mikrostruktur umgewandelt [89]. Das Auslagern zur Härtesteigerung erfolgt mit einer Haltedauer von 3 bis 12 Stunden bei Temperaturen von 460 bis 540 °C dann entweder aus dem lösungsgeglühten oder direkt aus dem additiv gefertigten Werkstoffzustand. Das resultierende, martensitische Gefüge mit intermetallischen Ausscheidungen führt zu einer hohen Härte im Bereich von 540 bis 665 HV [89, 90, 91].

Trotz der bereits umfangreichen Untersuchungen und großen industriellen Verbreitung des Werkstoffes 1.2709 (AISI 18Ni(300)) ist der Alternativwerkstoff 1.6356 (AISI 18Ni(350)) in der Gruppe der Maraging Stähle mit 18 Ma.-% Nickelanteil kaum für die Eignung bei der additiven Fertigung untersucht worden. Der 1.6356 kann bei konventioneller Verarbeitung nach einer Wärmebehandlung ein Härteniveau von bis zu 700 HV erreichen und stellt damit ein vielversprechendes Optimierungspotenzial dar [86]. Nach [92] wurde die prinzipielle Verarbeitbarkeit im DED-Prozess mit einer resultierenden Materialdichte von über 99,7 % und ohne Mikrorisse im additiv gefertigten Zustand gezeigt. Nach [93] wurde der Werkstoff 1.6356 im LPBF-Prozess rissfrei mit einer Materialdichte von über 99,6 % verarbeitet und anschließend wurden die Auswirkungen verschiedener Wärmebehandlungsprozesse auf die mechanischen Eigenschaften ermittelt. Dabei



ließ sich ausgehend von 360 HV im additiv gefertigten Zustand ein Härteniveau von ca. 650 HV mithilfe einer dreistufigen Wärmebehandlung erzielen. Nach einer konventionellen Herstellungsrouten konnten beim Werkstoff 1.6356 auch bereits bei Wärmebehandlungstemperaturen von 350 °C und einer Haltedauer von 15 s signifikant härtesteigernde Effekte durch die Kurzzeitalterung (engl. short-time aging) ausgelöst werden [94, 95]. Diese Härtesteigerung lässt sich nach Durchsicht vergleichbarer Studien anderer Maraging Stähle auf Fe-Ni-Mn-Ti-Al- oder Fe-Ni-Ti-Basis bereits nach 5 s ausschließlich auf die Bildung von atomaren, intermetallischen Clustern im Mikrogefüge zurückführen [96, 97].

### 2.3.3 Industrielle Anwendungsbeispiele

Die additive Fertigung hat das Potenzial durch funktionsoptimiertes Design und abgestimmte Werkstoffe große wirtschaftliche Vorteile bei der Produktion von Werkzeugen und mechanisch hochbeanspruchten Bauteilen industrieübergreifend zu ermöglichen. Als bereits etablierte Beispiele können Spritz- und Druckgusswerkzeuge [7, 98, 99, 100], Stanz- und Prägwerkzeuge [9, 101] sowie Zerspanswerkzeuge [102] genannt werden. Die Vorteile bei der additiven Herstellung liegen hauptsächlich in der Integration von funktionsoptimierten Geometrien wie beispielsweise oberflächennahen Heiz-, Kühl- oder Schmierkanälen begründet. Wie in Abbildung 2.17 dargestellt, können diese Funktionsoptimierungen in Verbindung mit der materialsparenden und endkonturnahen Fertigung beispielsweise beim Spritzgussprozess die Zykluszeiten reduzieren sowie die Oberflächengüte des Spritzgussbauteils verbessern, um wirtschaftliche Vorteile zu erzielen. Gerade im Hinblick auf eine lange Werkzeugstandzeit werden jedoch auch hohe Oberflächenhärten idealerweise im Bereich über 700 HV benötigt, um die benötigte Verschleißbeständigkeit zu gewährleisten [103].

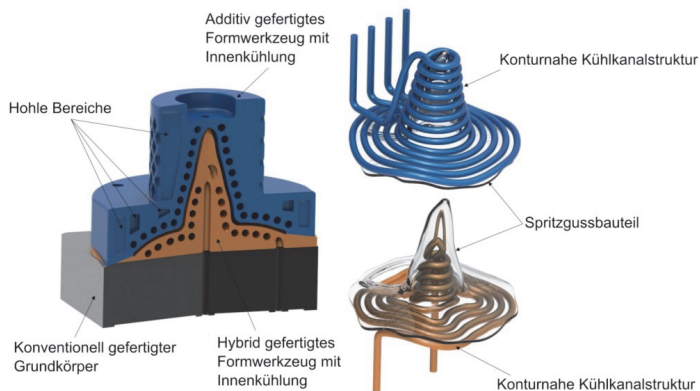


Abb. 2.17: Zweiteiliges, additiv gefertigtes Spritzgusswerkzeug mit konturnahen Kühlkanälen sowie Hohlstrukturen zur Reduzierung der Zykluszeit nach [100]

### 2.3.4 Zwischenfazit

Die vielfältigen Herausforderungen bei der additiven Fertigung mit hochfesten Werkzeugstählen führen dazu, dass für eine prozesssichere Herstellung von funktionalen Bauteilen hauptsächlich Maraging Stähle zum Einsatz kommen. Diese sind durch den niedrigen Kohlenstoffgehalt rissfrei im LPBF-Prozess zu verarbeiten und bieten ein mit der konventionellen Herstellungsrouten vergleichbares Eigenschaftsprofil. Jedoch ist das erreichbare Härteniveau bei additiv gefertigten Maraging Stählen oft nicht ausreichend, um damit auch eine ausreichende Verschleißbeständigkeit für den dauerhaften Einsatz, beispielsweise im Spritzgussprozess, zu ermöglichen.



## 3 Eigener Ansatz

Auf Basis des in Kapitel 2 beschriebenen Kenntnisstandes lassen sich hinsichtlich der Zielsetzung dieser Dissertation technische Lösungsansätze ableiten.

Zunächst ist ein geeigneter Werkstoff zu identifizieren, welcher zum einen die benötigte Eignung für die defektarme LPBF-Prozessierung in industriellen Fertigungssystemen aufweist. Zum anderen ist ein ausreichend hohes Härteniveau spätestens nach der Wärmebehandlung zu erzielen, damit ein Einsatz bei hochbelasteten Werkzeuganwendungen ermöglicht wird. Die Auswahl von höherfesten oder sogar chemisch modifizierten Maraging Stählen könnte sich für die Erfüllung der werkstofftechnischen Anforderungen eignen. Mithilfe umfangreicher Parameterstudien kann nach der Werkstoffauswahl die LPBF-Prozessierung angegangen werden, um die Auswirkungen der Haupteinflussgrößen auf die resultierenden physikalischen sowie mechanisch-technologischen Werkstoffeigenschaften zu ermitteln. Dabei ist der zu untersuchende Parameterraum zielorientiert zu wählen, damit mithilfe der verfügbaren Ressourcen auch ein aussagekräftiges Ergebnis abgeleitet werden kann. In diesem Zusammenhang ist zu beachten, dass speziell Maraging Stähle auf nachgeschaltete Wärmebehandlungsprozesse angewiesen sind, um das volle werkstofftechnische Potenzial hinsichtlich der Verwendung in den angedachten Werkzeugbauanwendungen zu erreichen.

Sobald die Werkstoffauswahl und die nachfolgende LPBF-Prozessqualifizierung abgeschlossen sind, ist ein geeigneter Ansatz für die lokale Steuerung der mechanischen Eigenschaftsprofile zu untersuchen, um damit funktional gradierte Werkzeugbauteile herstellen zu können. Dabei stellt sich die parameterabhängige Beeinflussung des Werkstoffgefüges während des LPBF-Prozesses speziell für die Umsetzung in einem industriellen Fertigungssystem als geeignet dar. Es kann mit einem gleichbleibenden Werkstoff gearbeitet werden und es entsteht dabei auch keine strukturelle Schwächung der erzeugten Bauteile aufgrund einer erhöhten Porosität. Die gezielte Variation der Prozessparameter kann den lokalen Energie-

eintrag beeinflussen und damit auch die thermische Historie, welche maßgeblich die entstehende Mikrostruktur definiert. Um in diesem Zusammenhang keine nachteiligen Einflüsse einer variierenden Schmelzbadstruktur auf Basis der Kombination unterschiedlicher LPBF-Prozessparameter zu erhalten, könnte durch eine optimierte Belichtungsstrategie mit mehreren Laserquellen synchron gearbeitet werden. Damit besteht die Möglichkeit den primären Schmelzprozess von der Modifizierung des Werkstoffgefüges zu separieren. So lässt sich ein zusätzlicher Parameterraum für die Gradierung der Mikrostruktur definieren und die daraus resultierenden Effekte lassen sich validieren.

## 4 Vorbereitung, Versuchsablauf und Analytik

### 4.1 Anlagentechnik und Software für LPBF

Die LPBF-Versuche wurden auf einer Anlage des Typs SLM®280 der Firma *SLM Solutions Group AG* durchgeführt (siehe [104]). Die Anlage wurde 2015 in Betrieb genommen und hat zwei diodengepumpte Nd:YAG Faserlaser im CW-Mode mit einer theoretischen Laserleistung von maximal 400 W. Die Wellenlänge der verwendeten Faserlaser ist mit 1.095 nm angegeben. Die eingesetzten Galvanometer Scannersysteme mit Teleskopoptik können jeweils die Laserstrahlen auf bis zu  $10.000 \frac{mm}{s}$  in der Belichtungsebene beschleunigen und ermöglichen einen Laserfokus von etwa 85  $\mu m$ . Ein Laser ist dabei, wie in Abbildung 4.1 zu sehen, der hinteren und ein zweiter Laser der vorderen Hälfte der Bauplatte zugeordnet. In einem definierten Überlappbereich von 280 mm x 30 mm besteht die Möglichkeit für beide Laser zu interagieren. Durch das Stitching bei der Interaktion beider Laser kann in diesem Bereich die Verbindung geschaffen werden, um auch große Bauteile effizienter durch die parallele Belichtung von beiden Lasern herzustellen. Hierfür ist mittels einer Scanfildkorrektur regelmäßig eine Kalibrierung der beiden Scannersysteme von SLM Solutions erforderlich, um eine Verzerrung des jeweiligen Arbeitsfeldes und Abweichungen zueinander zu minimieren. Die Steuerung der Laser- und Scannersysteme werden von den beiden RTC®5 Karten von *SCANLAB* übernommen. Dabei steuern beide Karten in der Standardkonfiguration unabhängig voneinander, wodurch ein zeitlicher Versatz bei den jeweiligen Steuerungssignalen für die Laser- und Scannersysteme auftreten kann. Um eine zeitliche Synchronisierung der Schaltzeitpunkte des Lasers und damit dessen Positionierung zu ermöglichen, werden die beiden Karten mittels einer Kabelverbindung vernetzt. Damit kann eine Master/Slave-Kette zwischen den beiden Karten hergestellt und die Takt-Phasen können synchronisiert wer-

den. Nach [105] ist damit eine reproduzierbare Verzögerung der resultierenden Steuersignale beider Karten um ca.  $0,16 \mu\text{s}$  möglich.

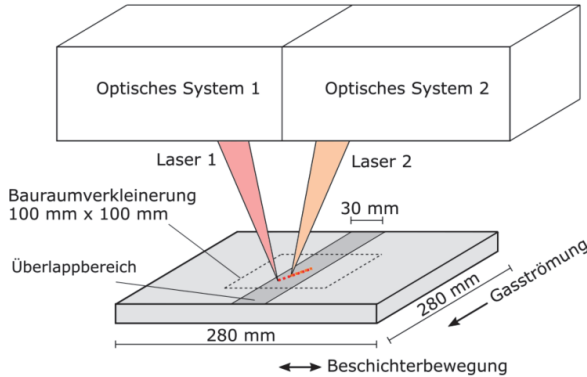


Abb. 4.1: Darstellung der beiden optischen Systeme mit den zugehörigen Laserstrahlen sowie der Belichtungsebene mit Überlappbereich und Bauraumverkleinerung am Beispiel einer SLM®280 LPBF-Anlage nach [28]

In diesem Zusammenhang erfolgte auch eine Modifikation der Anlagensteuerungssoftware *MCS* von SLM Solutions, um die synchronisierte Steuerung der beiden optischen Einheiten bei der Bauteilherstellung zu ermöglichen. Dies geht jedoch gleichermaßen mit einigen Einschränkungen einher. Baujobs ohne aktive Synchronisierung der beiden Laser werden in der Regel über eine Daten- und Bauvorbereitungssoftware wie beispielsweise *Magics* von der Firma *Materialise* aufbereitet. Dabei wird die Ausrichtung und Lage der Bauteile im Bauraum bestimmt, Prozessparameter den Bauteilen zugeordnet und über einen anlagen-spezifischen Buildprozessor werden die Schichtdaten mit Belichtungsvektoren im Dateiformat SLM exportiert. Diese Vorgehensweise ist im synchronisierten Modus nicht möglich. Über das Dateiformat CSV (engl. Comma-separated values) werden die einzelnen Sprung- und Belichtungsbefehle strukturiert und dem jeweils gewünschten Laser zugeordnet. Diese Steuerungsbefehle werden nach dem Start des Baujobs in den Speicher der RTC®5 Karten eingeladen und dann synchronisiert abgearbeitet. Eine wesentliche Limitierung im Vergleich zu Baujobs auf Basis von SLM Dateien stellt sich durch die gleichbleibende Belichtungsstrategie in jeder Schicht dar, was die herstellbaren Geometrien stark einschränkt.

Ein Beispiel für die notwendige Formatierung der angesprochenen CSV-Tabelle

ist in Tabelle 4.1 mit den notwendigen Parametern dargestellt. Unterhalb der vorgegebenen Kopfzeile können die einzelnen Parameter entsprechend der gewünschten Laserbewegung verändert werden. Der Parameter *CMD* gibt den Typ des jeweiligen Vektors vor. Im Falle von *jump* handelt es sich um einen Sprungvektor mit deaktiviertem Laser, im Falle von *mark* um einen Belichtungsvektor mit aktiviertem Laser. Die Parameter *X* und *Y* stehen für die jeweiligen Zielkoordinaten des Vektors. Der Nullpunkt ist dabei mittig auf der Bauplatte innerhalb der Belichtungsebene. Die Einheit zur Steuerung der Spiegelbewegung ist mit ganzzahligen *bit* vorgegeben, somit muss der gewünschte Zielpunkt innerhalb der Belichtungsebene noch über einen konstanten Faktor von *mm* umgerechnet werden. Dieser Umrechnungsfaktor ist im Service Menü der MCS-Software angegeben und beträgt für die gewählte Anlage  $3744 \frac{\text{bit}}{\text{mm}}$ . Der Parameter *FOCUS* beschreibt die mögliche Verschiebung der Fokusslage des Lasers und ist ebenfalls in der ganzzahligen Einheit *bit* angegeben. Der Umrechnungsfaktor hierfür ist wiederum im Service Menü zu ermitteln und beträgt  $234 \frac{\text{bit}}{\text{mm}}$ . Die Fokusverschiebung kann laut Herstellerangabe für die verwendete Teleskopoptik maximal -8 mm betragen und führt über die systemseitig vorgegebenen Laserparameter des Laserradius  $r_L$  mit ca.  $42,5 \mu\text{m}$  und der Rayleighlänge  $z_R$  mit  $4,5 \text{ mm}$  zu einer Verdopplung des Strahldurchmessers in der Belichtungsebene bei einer Fokusverschiebung von -7,8 mm. Die Parameter *SPEED* und *POWER* beschreiben die Scangeschwindigkeit in der Einheit  $\frac{\text{mm}}{\text{s}}$  bzw. Laserleistung in *W*. Mit den Parametern *Laser On Delay*, *Laser Off Delay*, *Jump Delay*, *Mark Delay*, *Polygon Delay* und *Polygon Edge Delay* können nach [105] die Verzögerungen des Lasers an den unterschiedlichen Start- und Endpunkten der einzelnen Vektoren nachjustiert werden, um die Trägheit der Galvanometer Spiegelsysteme auszugleichen. Diese Parameter werden jedoch nur benötigt, falls in der MCS nicht einer der verfügbaren *Skywriting*-Modi aktiviert ist. Die *Skywriting*-Funktionalität ist standardmäßig im verwendeten LPBF-System aktiv geschaltet und wirkt nach [106] durch optimierte An- und Abfahrzyklen bei den Bewegungsvektoren der unerwünschten Trägheitsbewegungen der Spiegelsysteme entgegen. Damit kann der Energieeintrag über den gesamten Belichtungsvektor hinweg konstant gehalten werden und variiert nicht durch Beschleunigung, Verzögerung oder Nachschwingen der Spiegelsysteme. Für die verschiedenen *Skywriting*-Modi gibt es in der CSV-Tabelle ebenfalls noch spezifische Parameter zur Modifizierung unter den Bezeichnungen *Timelag*, *Laser On Shift*, *Angle Limit*, *NPrev* und *NPost*. An diesen Parametern werden im weiteren Verlauf der Arbeit aufgrund der geringen Auswirkung hinsichtlich der Zielerreichung keine Anpassungen vorgenommen. Die letzten beiden Parameter in der CSV-Tabelle



beziehen sich auf die Ansteuerung des Lasers und des Scannersystems. Während *Laser Source* zur Aktivierung immer auf den Wert 1 festgeschrieben wird, kann bei Multi-Laser SLM-Anlagen mit *Optic Source* der gewünschte Laser und das damit verbundene Scannersystem angesteuert werden. Über die Werte 1 und 2 kann im Falle der verwendeten SLM-Anlage der jeweils gewünschte Laser angesteuert werden.

Tab. 4.1: Auszug aus der CSV-Tabelle zur individuellen Konfiguration der Belichtungsvektoren und Prozessparameter am Beispiel einer SLM®280 LPBF-Anlage

CMD	X	Y	FOCUS	SPEED	POWER	Laser On Delay	Laser Off Delay	Jump Delay	Mark Delay	Polygon Delay	Polygon Edge Level	Timelag	LaserOn Shift	Angle Limit	NPrev	NPost	Laser Source	Optic Source
jump	0	0	0	800	300	220	540	50	33	33	40	450	-100	0	45	30	1	1
mark	0	3744	0	800	300	220	540	50	33	33	40	450	-100	0	45	30	1	1

Hardwareseitig erfolgte in der Vergangenheit eine Umrüstung einiger Komponenten der SLM-Anlage für den Argon-Prozessgasstrom, das sogenannte *Gas Flow Upgrade*, um mithilfe einer optimierten Gasstromführung ein verbessertes Ableiten des entstehenden Schmauchs zu ermöglichen und die Verschmutzung der Laserschutzgläser während des LPBF-Prozesses zu reduzieren [107]. Für den Gasstrom wird hochreines Argon 5.0 verwendet, um den Restsauerstoff im Bau- raum auf unter 100 ppm absenken zu können. Zudem wurde die Anlage mit einer Aufnahme für eine Bauraumverkleinerung ausgestattet. Damit lassen sich neben der üblichen, quadratischen Bauplattengröße mit einer Kantenlänge von 280 mm auch kleinere Bauplatten mit einer Kantenlänge von 100 mm oder 50 mm einsetzen. In Verbindung mit einer zusätzlichen Modifizierung der Beschichter- einheit kann auch mit geringen Mengen Metallpulver unterhalb von 10 kg eine hinreichende Bauhöhe sichergestellt werden, beispielsweise für die Herstellung von standardisierten Probekörpern für mechanische Untersuchungen. Bei allen verwendbaren Bauplattengrößen ist eine Vorheizung bis 200 °C möglich.

## 4.2 Systemkalibrierung für die Doppellaser-Belichtungsstrategie

Eine örtliche und zeitliche Kalibrierung der beiden Laser innerhalb der Belichtungsebene ist im Hinblick auf die Durchführung von Experimenten mit synchronisierter Doppellaser-Belichtungsstrategie erforderlich, um eventuelle Abweichungen zu erkennen und zu kompensieren.

Die örtliche Kalibrierung bezieht sich dabei auf die Ausrichtung der beiden Laser zueinander, speziell im für eine Doppellaser-Prozessierung relevanten Überlappbereich. Über das Einladen von CSV Dateien können mit jedem Laser gezielt Einzelschmelzbahnen an vorher definierten Positionen erzeugt werden. In Abbildung 4.2 ist zu sehen, wie damit ein Versatz der Laser zueinander in der x- und y-Achse identifiziert werden kann. Hierfür werden die Einzelschmelzbahnen an verschiedenen Positionen in der Belichtungsebene auf einer vorher präparierten Platte aufgebracht und unter einem Mikroskop ausgewertet. Falls über den gesamten Bereich der Kalibrierung ein konstanter Versatz identifiziert werden kann, besteht die Möglichkeit, in der Anlagensteuerungssoftware diesen Versatz je Laser in der x- oder y-Achse auszugleichen. Ziel ist es dabei, eine Abweichung zwischen beiden Lasern je Achse unterhalb von  $10\ \mu\text{m}$  zu erreichen, was wie in Abbildung 4.3 dargestellt innerhalb weniger Iterationsschritte erreicht werden konnte.

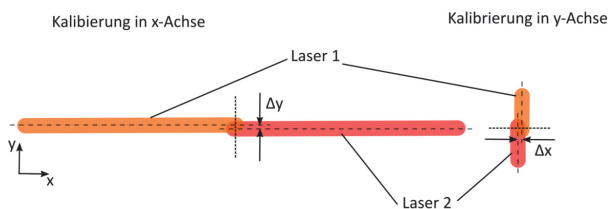


Abb. 4.2: Darstellung der Kalibrierungsstrategie für die örtliche Ausrichtung der beiden Laser zueinander in x- und y-Achse

Die zeitliche Kalibrierung wird benötigt, um eine eventuelle Verzögerung zwischen den beiden optischen Systemen zu ermitteln. Wichtig ist dabei, dass bei einer synchronen Ansteuerung der beiden optischen Systeme die in der Belichtungsebene auftreffende Laserstrahlung zu identischen Auswirkungen bezüglich der

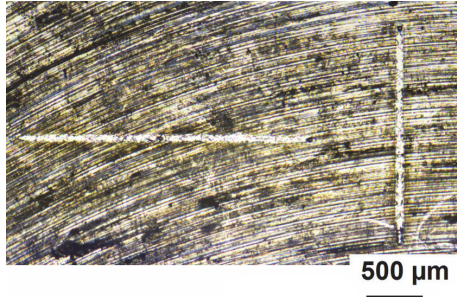


Abb. 4.3: Lichtmikroskopaufnahme der erfolgreichen, örtlichen Laserkalibrierung ohne erkennbaren Versatz zwischen den erzeugten Schmelzbädern der beiden Laser in x- sowie y-Achse

Erzeugung eines Schmelzbades führt. Selbst kleine Verzögerungen im Bereich von 5 ms eines Lasers gegenüber des anderen Lasers führen bei Scangeschwindigkeiten von etwa  $1.000 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$  zu bis zu 5 mm Versatz während des Belichtungsprozesses. Um einen praxisrelevanten Versatz im Bereich von etwa  $10 \mu\text{m}$  zuverlässig identifizieren zu können, ist demnach eine Verzögerung von  $10 \mu\text{s}$  zu unterschreiten. Für die dafür gewählte Messmethode kommt eine Hochgeschwindigkeitskamera des Typs *Phantom VEO -1310L* zum Einsatz [108]. Mit einer Bildfrequenz von 400.000 Bildern pro Sekunde können damit Verzögerungen zwischen der Laseransteuerung von bis etwa  $2,5 \mu\text{s}$  gemessen werden. Die Kamera wurde dazu vor die Anlage gestellt, um durch das Laserschutzglas den Schmelzprozess dokumentieren zu können. Über eine von beiden Lasern parallel belichtete Aneinanderreihung von Belichtungsvektoren kann bei der anschließenden Auswertung des Videomaterials die Differenz an Bildern bei der Erzeugung des jeweiligen Schmelzbades gezählt werden. Nach mehreren Versuchsdurchläufen ließ sich bei Durchsicht der Aufnahmen, wie in Abbildung 4.4 zu sehen, keine Abweichung von mehr als einem Bild ermitteln, wodurch die Anforderungen an die zeitliche Kalibrierung des optischen Systems für eine synchronisierte Doppellaser-Belichtung als erfüllt gelten.

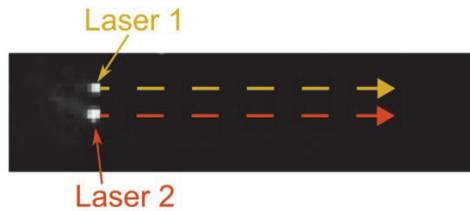


Abb. 4.4: Einzelbildaufnahme aus dem Hochgeschwindigkeitsvideo mit den durch die beiden Laser parallel erzeugten Schmelzbäder und die Belichtungsvektoren zur Ermittlung der zeitlichen Verzögerung zwischen den beiden Lasern

### 4.3 Werkstoffauswahl und Versuchsplanung

Für die effiziente Qualifizierung eines neuen Werkstoffes für den LPBF-Prozess müssen die vielfältigen prozesstechnischen sowie werkstoffwissenschaftlichen Herausforderungen über die gesamte Prozesskette hinweg strukturiert angegangen werden. Damit kann ein grundlegendes Verständnis für die Einflussfaktoren und deren Auswirkung geschaffen werden. Auf dieser Basis können die Fertigungsprozesse für eine industrielle Verwertung der Ergebnisse ausgelegt werden.

Die Legierungszusammensetzung des neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Werkzeugstahls wurde von der Firma *SpecMaterials e.U.* auf Basis des Maraging Stahls 1.6356 (AISI 18Ni(350)) ausgelegt. Durch die Modifizierung der Massenanteile einzelner Legierungselemente und der Zugabe von Vanadium ist es das Ziel, eine gute LPBF-Prozessierbarkeit auf industriellen LPBF-System zu ermöglichen. Darüber hinaus soll durch die Legierungsmodifikation die Möglichkeit geschaffen werden, die mechanischen Eigenschaften, und zwar dabei speziell die Härte, gegenüber den bereits im LPBF-Prozess verarbeiteten Werkstoffen 1.2709 sowie 1.6356 zu verbessern. In Tabelle 4.2 sind die chemischen Legierungszusammensetzungen der drei Werkstoffe zum Vergleich gegenübergestellt.

Zunächst wird, wie in Abbildung 4.5 dargestellt, die Eignung der FeNiCoMoVTiAl Legierung für die Verarbeitung im LPBF-Prozess untersucht. Der Fokus liegt dabei zunächst auf der Herstellung des Metallpulvers, der Identifizierung eines initial geeigneten Prozessfensters für die Erzeugung defektarmer Probekörper und auf der Gewinnung erster Erkenntnisse zu den mechanischen Eigenschaften

Tab. 4.2: Chemische Legierungszusammensetzung in Ma.-% zum Vergleich der neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Legierung mit dem Werkstoff 1.2709 für den LPBF-Prozess nach [109] und 1.6356 für den LPBF-Prozess nach [93]

Material	C	Ni	Co	Mo	Ti	V	Al	Fe
FeNiCoMoVTiAl	0,013	17,8	13	4,03	1,66	1,47	0,33	Rest
1.2709	0,03	18 - 19	8,5 - 9,5	4,7 - 5,2	0,5 - 0,8	-	0,05 - 0,15	Rest
1.6356	0,01	18,44	11,91	4,88	1,45	-	0,12	Rest

nach einer Wärmebehandlung. Mit einer ausreichend dimensionierten Menge Metallpulver können darauf aufbauend tiefere LPBF-Parameterstudien angegangen werden. Auf Basis von Untersuchungen an Einzelschmelzbahnen kann das Parameterfenster für stabile Prozessbedingungen genauer bestimmt und auf Volumenkörper übertragen werden. Dabei kann durch eine Variation der Prozessparameter die Prozessstabilität für die Herstellung komplexer Bauteile abgeschätzt werden. Mithilfe von Wärmebehandlungsstudien können die Auswirkungen verschiedener Wärmebehandlungsprozesse auf die resultierenden, mechanisch-technologischen Werkstoffeigenschaften bestimmt werden. Abschließend erfolgen die Untersuchungen mit einer synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie, um geeignete Prozessparameter zur Steuerung der thermischen Historie sowie der resultierenden Materialeigenschaften zu ermitteln. Auf dieser Basis können Multi-Parameter-Probekörper erzeugt und im Hinblick auf die Eignung für die Herstellung von FGs untersucht werden.

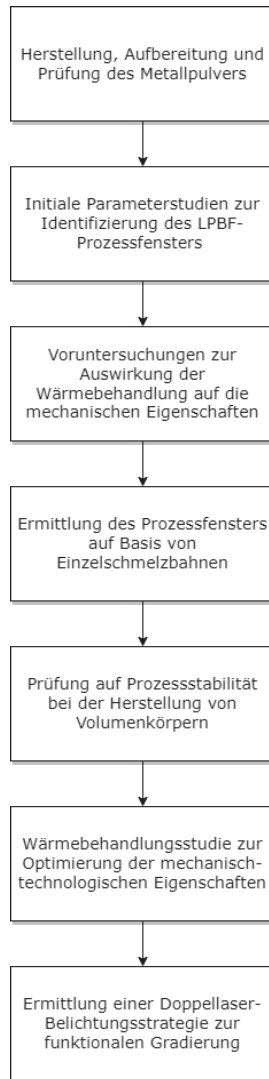


Abb. 4.5: Versuchsplanung für die ganzheitliche Qualifizierung der neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Werkzeugstahllegierung im LPBF-Prozess bis hin zur Verarbeitung mithilfe von einer synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie für eine funktionale Gradierung der Materialeigenschaften

## 4.4 Probenpräparation und Bestimmung der experimentellen Kenngrößen

Um die Ergebnisse anhand der in Abschnitt 4.3 dargestellten Versuchsplanung ermitteln zu können, wird eine standardisierte Präparation der zu untersuchenden Proben sowie Ermittlung der experimentellen Kenngrößen vorausgesetzt. Für die Ermittlung der genauen chemischen Zusammensetzung der neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Legierung an Festkörperproben sowie an dem erzeugten Metallpulver kommen zwei Analysegeräte der Firma *Bruker* zum Einsatz. Die Bestimmung des Kohlenstoffanteils erfolgt mit einem Verbrennungsanalysator *G4 Icarus HF*, der mit einem nichtdispersiven Infrarotdetektionssystem für  $CO_2$  und  $SO_2$  ausgestattet ist. Mithilfe der wellendispersiven Röntgenfluoreszenzanalyse des *S8 Tiger* Spektrometers können die Massenanteile der weiteren relevanten Legierungselemente mit einer hohen Genauigkeit bestimmt werden. Für die Qualitätskontrolle des erzeugten Metallpulvers werden die Pulverproben mit dem Rotationsprobenteiler *PT 100* der Firma *Retsch* aufbereitet, um eine repräsentative Bewertung der Grundgesamtheit des Pulvers darstellen zu können. Die Partikelgrößenverteilung für eine gute Verarbeitbarkeit im LPBF-Prozess und hinreichende Vergleichbarkeit mit anderen Werkzeugstahlpulvern wird über dynamische Bildanalyse durch den *Camsizer X2* der Firma *Retsch* analysiert. Die Restfeuchtigkeit wird über den *humimeter RH2* Restfeuchtanalysators der Firma *Schaller* gemessen. Die Fließfähigkeit des Metallpulvers für einen guten Pulverauftrag wird mithilfe eines *Hall Flowmeters* nach [110] bestimmt.

Für die Bewertung der Mikro- und Makrostruktur im Werkstoffgefüge werden die im LPBF-Prozess erzeugten Festkörperproben an einer zuvor definierten Stelle durch Drahterodieren aufgetrennt, um eine plane Ausgangsbasis für die weiterführende Präparation und Analyse zu schaffen. Nach dem Einbetten werden die zu untersuchenden Flächen der Proben durch Schleif- und Polierprozesse weiter ausgearbeitet. Für die Analyse hinsichtlich Defekten wie Poren und Risse werden die Proben in diesem Zustand mithilfe des Stereomikroskops *Stemi 508 doc* der Firma *Carl Zeiss* in verschiedenen Vergrößerungsstufen analysiert. Zur Bestimmung der Materialdichte wird die detektierte Porenfläche bezüglich der geschliffenen Gesamtfläche ins Verhältnis gesetzt. Für weiterführende Analysen hinsichtlich den Abmessungen von Einzelschmelzbahnen sowie der Bewertung der entstehenden Schmelzbad- und Gefügestruktur werden die Probenflächen vor der Untersuchung unter dem Mikroskop durch V2A Beize für 10 bis 20 s angeätzt.

Die Auswirkungen von Prozessparameteranpassungen sowie der Einfluss der Wärmebehandlung auf die mechanischen Kennwerte werden über Zugversuche sowie Härteprüfungen ermittelt. Für die Zugversuche werden nach [111] die Proben durch einen mechanischen Drehprozess in der Form  $B6 \times 30$  ausgearbeitet und auf der hydraulischen Zugprüfmaschine *U40-FM* der Firma *Wolpert* erprobt. Die Härteprüfungen erfolgten anschließend nach Rockwell [112] mit 150 kg Prüfgewicht oder nach Vickers [113] zur Ermittlung der Härte HV10 auf der Härteprüfmaschine *Dia Testor 2 Rc* der Firma *Wolpert*. Für eine detaillierte Betrachtung des Härteverlaufes innerhalb der Gefügestruktur und zur Identifizierung von Härtegradienten wurde die Mikrohärteprüfmaschine *Q30A+* von der Firma *ATM Qness* verwendet, um nach [113] die Mikrohärte HV0,1 an mehrere Stellen innerhalb der Probe zu bestimmen.

## 4.5 Herstellung und Analyse des FeNiCoMoVTiAl Metallpulvers

Über einen Vakuumgussprozess wurden Blöcke mit einem jeweiligen Gewicht von etwa 60 kg mit der von der Firma *SpecMaterials* definierten FeNiCoMoVTiAl Legierungszusammensetzung hergestellt. Die Ingots wurden in kleinere Stücke zersägt, um den Tiegel des für die Pulverherstellung eingesetzten Atomizer *AU 3000* der Firma *BluePower Casting Systems* mit einem möglichst hohen Füllgrad bestücken zu können. Der Atomizer ist für die Herstellung kleiner Mengen qualitativ hochwertiger Metallpulver mittels Inertgaszerstäubung und einer Close-Coupled Düse ausgelegt [114, 115]. Im Tiegel des Atomizers aus  $Al_2O_3$  Keramik wird das Vormaterial bei 1.750 °C aufgeschmolzen und fließt für die Verdüsung durch einen Schmelzeauslass mit 2,5 mm Durchmesser aus. Mit dem Verdüsungsgas Argon wird unter einem Druck von 1,6 MPa die Schmelze zu einzelnen Tropfen zerstäubt, welche im Fallturm erstarren und als Metallpulver im Sammelbehältnis landen. In einem Verdüsungsbatch entstehen etwa 18 kg des FeNiCoMoVTiAl Metallpulvers mit der in Abbildung 4.6 gezeigten Partikelgrößenverteilung.

Das erzeugte Rohpulver muss noch für eine Verwendung im LPBF-Prozess aufbereitet werden, um speziell den Fein- und Grobanteil außerhalb der verwendbaren Partikelgrößenfraktion für eine gute Beschichtungsfähigkeit abzutrennen. Der Grobanteil wird in einem Sieb mit einer Maschenweite von 53  $\mu\text{m}$  entfernt. Der



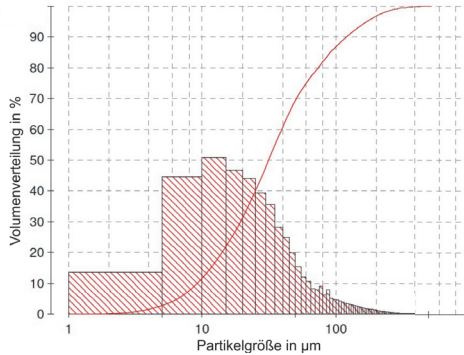


Abb. 4.6: Partikelgrößenverteilung des verdüsten FeNiCoMoVTiAl Metallpulvers mit  $d_{10,3}$  von 9,2  $\mu\text{m}$ ,  $d_{50,3}$  von 31,36  $\mu\text{m}$  und  $d_{90,3}$  von 119,71  $\mu\text{m}$

Feinanteil wird anschließend mithilfe des Windsichters AC 1000 von der Firma Blue Power Casting Systems reduziert, sodass je Verdüsbatch etwa 10 kg des FeNiCoMoVTiAl Metallpulvers in der in Abbildung 4.7 gezeigten und für den LPBF-Prozess geeigneten, engeren Partikelgrößenverteilung resultieren.

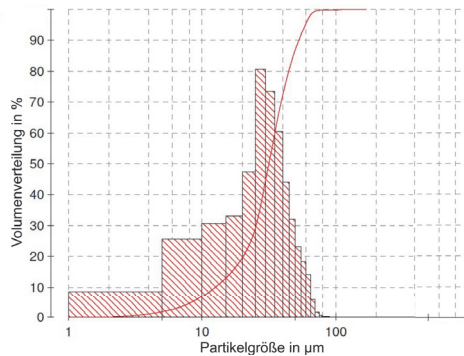


Abb. 4.7: Partikelgrößenverteilung des mittels Sieben und Sichten aufbereiteten FeNiCoMoVTiAl Metallpulvers mit  $d_{10,3}$  von 14,6  $\mu\text{m}$ ,  $d_{50,3}$  von 33,0  $\mu\text{m}$  und  $d_{90,3}$  von 51,9  $\mu\text{m}$

Die abschließende Analyse der chemischen Legierungszusammensetzung ergab, wie in Tabelle 4.3 zu sehen, keine signifikante Auffälligkeiten im Vergleich zum Gussblock. Sowohl die Restfeuchtigkeit unterhalb von 5 % relativer Feuchte, wie auch die Fließfähigkeit mit 15,60  $\frac{\text{s}}{50 \text{ g}}$  ergaben bei der Überprüfung keine

Auffälligkeiten, welche gegen die Verwendung des Metallpulvers im LPBF-Prozess sprechen.

Tab. 4.3: Chemische Legierungszusammensetzung des FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes in Ma.-% im Vergleich zwischen Gussmaterial und Metallpulver

<b>Material</b>	<b>C</b>	<b>Ni</b>	<b>Co</b>	<b>Mo</b>	<b>Ti</b>	<b>V</b>	<b>Al</b>	<b>Fe</b>
Gussblock	0,01	17,7	11,4	4,2	1,51	1,47	0,19	Rest
Pulver	0,014	18,1	11	4,45	1,42	1,38	0,13	Rest



# 5 LPBF-Prozessierung des FeNiCoMoVTiAl Werkzeugstahls

## 5.1 Initiale Qualifizierung

Mit der ersten Charge des erzeugten FeNiCoMoVTiAl Metallpulvers wird zunächst die initiale Qualifizierung über die gesamte Prozesskette angestrebt. Ziel ist es dabei, die generelle Eignung und Prozessierbarkeit abzusichern, um im Anschluss bei den LPBF-Prozessparametern oder der Wärmebehandlung weiterführende Untersuchungen zur Optimierung durchführen zu können.

Auf eine Substratplatte aus dem Baustahl 1.0037 werden in der LPBF-Anlage zunächst würfelförmige Probekörper mit einer Kantenlänge von 10 mm aufgebaut, um mit einer Variation der Prozessparameter erste Erkenntnisse zur Prozessierbarkeit zu erhalten. Dabei dient der bereits validierte Prozessparametersatz vom Werkzeugstahl 1.2709 als Vorlage unter der Annahme, dass eine ähnliche Verarbeitbarkeit vorliegt. Die Vorheiztemperatur  $T_V$  wird dafür auf 200 °C fixiert und eine Schichtdicke  $h_S$  von 30  $\mu\text{m}$  für die qualitativ hochwertige Herstellung von Probekörpern mit einer möglichst geringen Restporosität  $\Phi$  eingestellt. Die weiteren relevanten Prozessparameter Hatchabstand  $d_H$ , Laserleistung  $P_L$  und Scangeschwindigkeit  $v_S$  werden gemäß Tabelle 5.1 variiert. Dabei ergibt sich die Volumenenergiedichte  $E_V$  rechnerisch nach Gleichung 2.1 aus den bereits angegebenen Parametern und steht repräsentativ für den Untersuchungsumfang des Energieeintrages. Zusätzlich sind die Parameter Fokusslage  $f$ , minimale Belichtungszeit je Schicht  $t_{exp}$  und Geschwindigkeit der Schutzgasströmung  $v_G$  auf Basis der Standardwerte für die Verarbeitung von Stahlwerkstoffen definiert. Die Temperatur der Bauplattenvorheizung  $T_V$  wurde auf 200 °C festgelegt, um die beim LPBF-Prozess vorherrschenden Temperaturgradienten gering zu halten und damit die Chancen auf eine defektarme Verarbeitung zu erhöhen.

Tab. 5.1: Parametervariation für die initiale Parameterstudie im LPBF-Prozess zur Verarbeitung des FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes

Parameter	Wertebereich
$h_S$ [ $\mu m$ ]	30
$v_S$ [ $\frac{mm}{s}$ ]	750 - 825
$d_H$ [ $mm$ ]	0,08 - 0,12
$P_L$ [ $W$ ]	180 - 220
$E_V$ [ $\frac{J}{mm^3}$ ]	60,61 - 122,22
$f$ [ $mm$ ]	0
$t_{exp}$ [ $s$ ]	30
$T_V$ [ $^{\circ}C$ ]	200
$v_G$ [ $\frac{mm}{s}$ ]	12

Die gewählte Belichtungsstrategie ist nach Vorgaben des validierten 1.2709 Parametersatzes von SLM Solutions eine Streifenbelichtung mit einer maximalen Vektorlänge von 10 mm und einem Rotationswinkel von  $67^{\circ}$ . Die Randparameter werden nicht variiert, da der Fokus der Parameterstudie auf der möglichst defektfreien Herstellung des Bauteilvolumens liegt. Die Anordnung und Benennung der Probekörper auf der Substratplatte ist in Abbildung 5.1 dargestellt. Dabei wurde eine Rotation der rechteckigen Probenanordnung um  $10^{\circ}$  vorgenommen, um bei der Bewegung der Beschichtereinheit eine möglichst geringe Reibung und Kollisionswahrscheinlichkeit mit den herzustellenden Würfelgeometrien zu erhalten. Dies reduziert das Auftreten von lokalen Beschichtungsfehlern sowie den Verschleiß bei den verwendeten Beschichtertilippen aus Silikon. Zudem werden entlang der x-Achse nur 4 Probekörper hergestellt, um den Einfluss von Schmauchablagerungen in Gasstromrichtung auf die Untersuchungsergebnisse möglichst gering zu halten.

Die Gasstromgeschwindigkeit zur Umwälzung des Argons wurde auf den für Eisenbasiswerkstoffe üblichen Wert von  $20 \frac{mm}{s}$  eingestellt. Die Beschichtereinheit legt vor jeder Belichtung bidirektional das Metallpulver ab, wobei eine Drehzahl von  $1000 \frac{1}{s}$  für die Steuerung der Beschichtungsgeschwindigkeit eingestellt ist. Damit ergibt sich eine Beschichtungszeit zwischen den Belichtungsoperationen von etwa 8 s. Während des Baujobs werden jeweils nach der Belichtung und der Beschichtung mit dem verbauten *Layer Control System* Aufnahmen von der aktuellen Schicht gemacht, um Fehler beim Belichtungs- und Beschichtungsprozess identifizieren zu können.

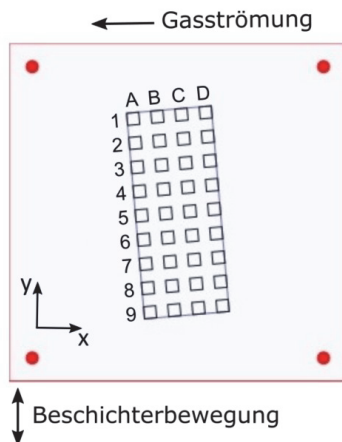


Abb. 5.1: Anordnung und Benennung der quadratischen Probekörper bei der initialen LPBF-Parameterstudie auf der Bauplatte

Im Anschluss an den erfolgreich durchgeführten Baujob werden die Probewürfel mittels Drahterodieren von der Bauplatte abgetrennt und im Werkstofflabor für die Analyse der Restporosität vorbereitet. Dazu werden die Proben mit einem Abstand von mindestens 2 mm bezüglich der Außenfläche in Aufbaurichtung geteilt. Die Mikroschliffe für die Auswertung der Materialdichte sind auszugsweise in Abbildung 5.2 dargestellt. Zusammen mit den berechneten Volumenenergiedichten sind in Tabelle 5.2 die resultierenden, parameterabhängigen Materialdichten aufbereitet. Dabei ist hervorzuheben, dass trotz der hohen Variation der Volumenenergiedichte im Bereich von 60,61 bis  $122,2 \frac{J}{mm^3}$  alle untersuchten Probekörper eine Porosität von maximal 0,3 % aufweisen.

Tab. 5.2: Darstellung der Ergebnisse der initialen Parameterstudie mit der Variation von Scangeschwindigkeit  $v_S$ , Hatchabstand  $d_H$ , Laserleistung  $P_L$  und der daraus berechneten Volumenenergiedichte  $E_V$  in Verbindung mit der resultierenden Materialdichte  $\rho$

Parametersatz	$v_S$ [ $\frac{mm}{s}$ ]	$d_H$ [mm]	$P_L$ [W]	$E_V$ [ $\frac{J}{mm^3}$ ]	$\rho$ [%]
A1	750	0,08	180	100	99,84 $\pm$ 0,01
A2	750	0,08	200	111,11	99,80 $\pm$ 0,06
A3	750	0,08	220	122,22	99,83 $\pm$ 0,05
A4	750	0,1	180	80	99,77 $\pm$ 0,04
A5	750	0,1	200	88,89	99,75 $\pm$ 0,03
A6	750	0,1	220	97,78	99,77 $\pm$ 0,05
A7	750	0,12	180	66,67	99,71 $\pm$ 0,05
A8	750	0,12	200	74,07	99,74 $\pm$ 0,04
A9	750	0,12	220	81,48	99,84 $\pm$ 0,04
B1	775	0,08	180	96,77	99,83 $\pm$ 0,02
B2	775	0,08	200	107,53	99,82 $\pm$ 0,05
B3	775	0,08	220	118,28	99,86 $\pm$ 0,02
B4	775	0,1	180	77,42	99,70 $\pm$ 0,12
B5	775	0,1	200	86,02	99,77 $\pm$ 0,05
B6	775	0,1	220	94,62	99,78 $\pm$ 0,03
B7	775	0,12	180	64,52	99,76 $\pm$ 0,01
B8	775	0,12	200	71,68	99,80 $\pm$ 0,03
B9	775	0,12	220	78,85	99,70 $\pm$ 0,19
C1	800	0,08	180	93,75	99,81 $\pm$ 0,02
C2	800	0,08	200	104,17	99,89 $\pm$ 0,05
C3	800	0,08	220	114,58	99,86 $\pm$ 0,02
C4	800	0,1	180	75	99,84 $\pm$ 0,03
C5	800	0,1	200	83,33	99,82 $\pm$ 0,03
C6	800	0,1	220	91,67	99,85 $\pm$ 0,04
C7	800	0,12	180	62,5	99,86 $\pm$ 0,03
C8	800	0,12	200	69,44	99,89 $\pm$ 0,03
C9	800	0,12	220	76,39	99,88 $\pm$ 0,02
D1	825	0,08	180	90,91	99,83 $\pm$ 0,06
D2	825	0,08	200	101,01	99,84 $\pm$ 0,03
D3	825	0,08	220	111,11	99,86 $\pm$ 0,01
D4	825	0,1	180	72,73	99,84 $\pm$ 0,05
D5	825	0,1	200	80,81	99,81 $\pm$ 0,11
D6	825	0,1	220	88,89	99,82 $\pm$ 0,02
D7	825	0,12	180	60,61	99,79 $\pm$ 0,06
D8	825	0,12	200	67,34	99,83 $\pm$ 0,06
D9	825	0,12	220	74,07	99,85 $\pm$ 0,02

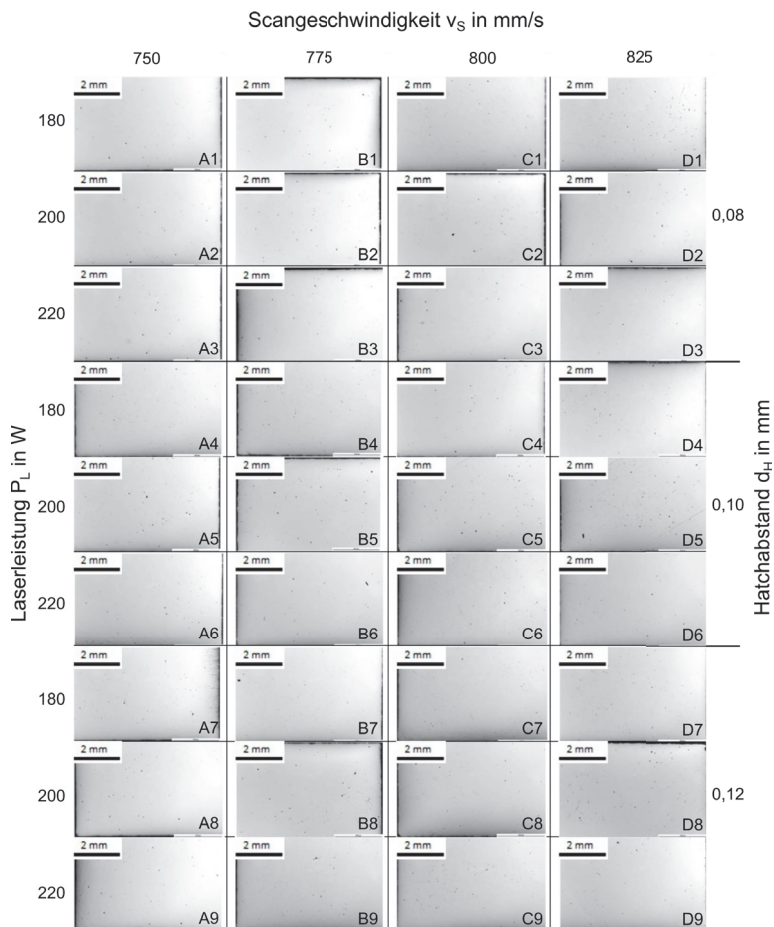


Abb. 5.2: Darstellung der ermittelten Mikroschliffaufnahmen abhängig von den gewählten Parametersätzen A1 bis D9 nach [116]



Bei der grafischen Darstellung der parameterabhängigen Materialdichte in Abbildung 5.3 ist zu erkennen, dass die Parametersätze C2 sowie C8 ein lokales Maximum aufweisen. Bei C8 deuten auch die Ergebnisse der angrenzenden Parametersätze C7 und C9 bei konstantem Hatchabstand sowie gleichbleibender Scangeschwindigkeit auf ein stabiles Prozessfenster hin. Zudem kann der Parametersatz C8 im Vergleich zu C2 durch den 50 % größeren Hatchabstand auch deutlich produktiver für die Herstellung von Bauteilen eingesetzt werden. In Abbildung 5.4 ist zu erkennen, dass neben der geringen Anzahl auch infolge der Größe und vorwiegend runden Form der Poren auf eine Gasporosität geschlossen werden kann. Dies ist neben der hohen Materialdichte ein Hinweis auf stabile Prozessparameter. Zudem sind keine Risse zu erkennen, was auf eine gute Prozessierbarkeit der FeNiCoMoVTiAl Legierung im LPBF-Prozess hinweist.



Abb. 5.3: Grafische Aufbereitung der parameterabhängigen Materialdichte zur Auswahl von Parametersatz C8 für die weitere Fertigung von Probekörpern

Für die weiterführenden Untersuchungen werden zusätzliche Probewürfel mit einer Kantenlänge von 10 mm hergestellt. Diese dienen der Analyse der entstehenden Mikrostruktur und zur initialen Versuchsreihe mit verschiedenen Wärmebehandlungen zur Härtesteigerung. Im Hinblick auf die initial von der Firma *SpecMaterials e.U.* für den neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Werkstoff empfohlenen und in Abbildung 5.5 dargestellten Wärmebehandlungsrouten werden je Zustand drei Proben entnommen. Dabei werden für die einstufige Auslagerung IWB1 die Proben mit  $100 \frac{K}{s}$  bis auf  $540 \text{ } ^\circ\text{C}$  in einem Laborofen unter Luftatmosphäre erhitzt. Nach einer Haltezeit von 6 h werden die Proben mit  $50 \frac{K}{s}$  bis

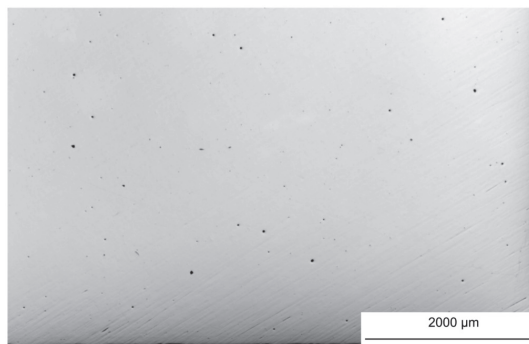


Abb. 5.4: Mikroschliff des mittels Parametersatz C8 hergestellten Probewürfels mit hoher Materialdichte und nur geringer Ausprägung von Gasporosität

auf Raumtemperatur abgekühlt. Bei der zweistufigen Wärmebehandlung IWB2 erfolgt zunächst ein Lösungsglühen mit Abschrecken, wobei die Proben mit  $100 \frac{\text{K}}{\text{s}}$  bis auf  $1.200 \text{ }^\circ\text{C}$  erhitzt und nach einer Haltezeit von 1 h in Wasser rasch abgekühlt werden. Anschließend wird an den lösungsgeglühten und abgeschreckten Proben der Alterungsprozess von IWB2 angehängt. Zum Vergleich dienen drei Proben im additiv gefertigten Zustand as-built ohne nachfolgende Wärmebehandlung. Die Luftatmosphäre im Wärmebehandlungsofen kann das Werkstoffgefüge innerhalb der Randzone beeinflussen. Daher wird vor der Härteprüfung etwa 2 mm Material an der Prüffläche durch Schleifprozesse abgetragen.

Wie in Tabelle 5.3 zu sehen, wird durch die Wärmebehandlungen die erwartete Steigerung der Härte im Vergleich zum LPBF-Werkstoffzustand as-built hervorgerufen. Von etwa 326 HV10 ausgehend wird durch die Auslagerungswärmebehandlung IWB1 eine Härte von ca. 675 HV10 erreicht. Durch die zweistufige Wärmebehandlung IWB2 wird sogar eine Härte von etwa 720 HV10 erzielt.

Tab. 5.3: Ermittelte Härte in den Probekörpern abhängig vom Probenzustand zur Bewertung der Härtesteigerung durch Wärmebehandlungsprozesse

Probenzustand	Härte [HV10]
as-built	$326 \pm 12$
IWB1	$675 \pm 16$
IWB2	$720 \pm 15$

Abschließend wurden noch Mikroschliffe an zwei der hergestellten Würfelproben

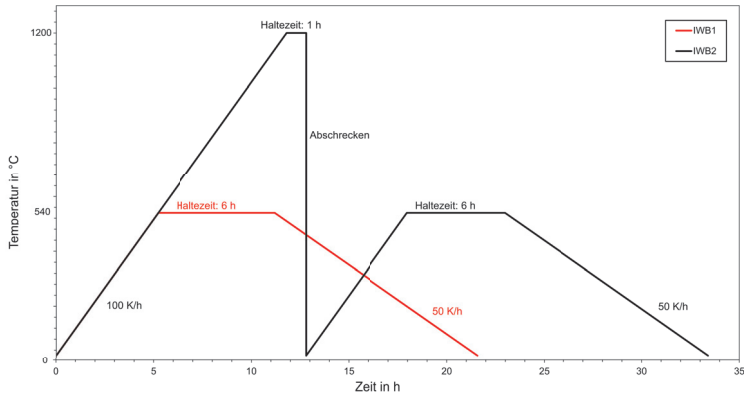


Abb. 5.5: Darstellung der beiden Temperaturkurven IWB1 und IWB2 für die initiale Wärmebehandlungsstudie

im Zustand as-built ohne nachgelagerten Wärmebehandlungsprozess angefertigt und die Mikrostruktur durch Ätzen vor der Betrachtung unter dem Mikroskop sichtbar gemacht. In Abbildung 5.6 dargestellt ist jeweils ein Schlibfbild parallel und senkrecht zur Baurichtung. Der Abtrag an der Oberfläche war jeweils mindestens 1 mm, um unerwünschte Randeﬀekte zu vermeiden. In beiden Schlibfbildern können deutlich die für den LPBF-Prozess charakteristischen Schmelzbahnen beziehungsweise die erstarrten Schmelzbäder erkannt werden.

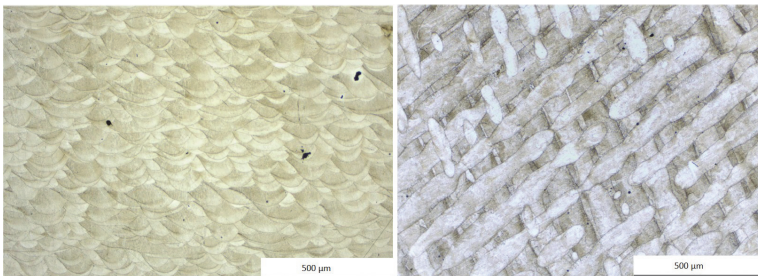


Abb. 5.6: Mikroschliffbilder der angeätzten Proben im Zustand as-built senkrecht zur Baurichtung (links) und parallel zur Baurichtung (rechts)

## 5.2 Analyse des Parameterfensters anhand von Einzelschmelzbahnversuchen

Die Analyse von Einzelschmelzbahnen bietet eine effiziente Möglichkeit, um den Einfluss der grundlegenden LPBF-Prozessparameter unabhängig von der Volumenkörperherstellung zu betrachten. Damit lassen sich die grundlegenden Zusammenhänge bei der Interaktion zwischen dem Energieeintrag und dem verwendeten Werkstoff ermitteln sowie die Ergebnisse für weiterführende Parameteroptimierungen nutzbar machen.

Zunächst werden quaderförmige Bauteile mit den Abmessungen von 32 mm x 20 mm x 15 mm mit dem in Abschnitt 5.1 initial ermittelten Parametersatz C8 hergestellt, um darauf die Einzelschmelzbahnen aufbringen zu können. Damit wird sichergestellt, dass das Wiederaufschmelzen bei einem vergleichbaren Materialzustand wie bei der späteren Herstellung der Volumenkörper stattfindet. Es werden bewusst die Einzelschmelzbahnversuche ohne zusätzlich aufgetragene Metallpulverschicht hergestellt, da diese Schicht aufgrund der verwendeten Partikelgrößenverteilung und Beschichtungstechnik nicht reproduzierbar aufgebracht werden kann. Zudem wird bei einem zu geringen Energieeintrag die Metallpulverschicht nicht vollständig aufgeschmolzen und es kann keine Auswertung zu den resultierenden Schmelzbadabmessungen erstellt werden. Nach [18] nimmt der Einfluss der Metallpulverschicht bei der Energieeinkopplung mit zunehmender Laserleistung ab und die entstehenden Schmelzbadabmessungen sind vergleichbar mit Einzelschmelzbahnen, welche mit einer zusätzlichen Schicht Metallpulver hergestellt werden. Die Quader als Grundlage der Einzelschmelzbahnversuche werden zunächst spanend an der Oberfläche bearbeitet, um den Einfluss von der durch den LPBF-Prozess erzeugten Oberflächenstruktur beim Energieeintrag über die Laserstrahlung weitestgehend zu reduzieren. Durch den Fräsprozess stellt sich eine nicht zu glatte Oberflächenstruktur ein, welche bezüglich der Absorption der Laserstrahlung keine Nachteile im Vergleich zum Pulverbett aufweisen sollte.

Auf Basis einer vollfaktoriellen Versuchsplanung mit den in Tabelle 5.4 dargestellten Wertebereichen wird zunächst ausschließlich mithilfe der Parameter Laserleistung  $P_L$  und Scangeschwindigkeit  $v_S$  ein breites Spektrum um den initial identifizierten Parametersatz an 459 Parameterkombinationen abgeprüft. An den Rändern des Versuchsraums sind die Abstände zwischen den untersuchten Stufen der Parametervariation größer als nahe des initial ermittelten Parametersatzes mit

$P_L$  von 200 W und  $v_S$  von 800 mm/s. Die quaderförmigen Grundkörper werden dafür zentral im Bauraum der SLM-Anlage platziert und die zu belichtende Oberfläche in der Fokusebene der Laser ausgerichtet. Wie in Abbildung 5.7 zu sehen, werden auf jeden Grundkörper 27 Einzelschmelzbahnen mit einem seitlichen Abstand von 1 mm zueinander hergestellt. Die Bauraumheizung bleibt während der Versuchsdurchführung deaktiviert, da damit eine reproduzierbare Temperaturkontrolle bis an die Oberfläche des Grundkörpers nicht darstellbar ist. Die verwendeten Laserparameter zur Herstellung der jeweiligen Einzelschmelzbahnen werden über CSV-Dateien in die SLM-Anlage eingespielt.

Tab. 5.4: Parametervariation für die Herstellung von Einzelschmelzbahnen zur Ermittlung des Parameterfensters für die Verarbeitung des FeNiCoMoV-TiAl Werkzeugstahls

Parameter	Wertebereich
$v_S$ [ $\frac{mm}{s}$ ]	200 - 1.800
$P_L$ [W]	50 - 350

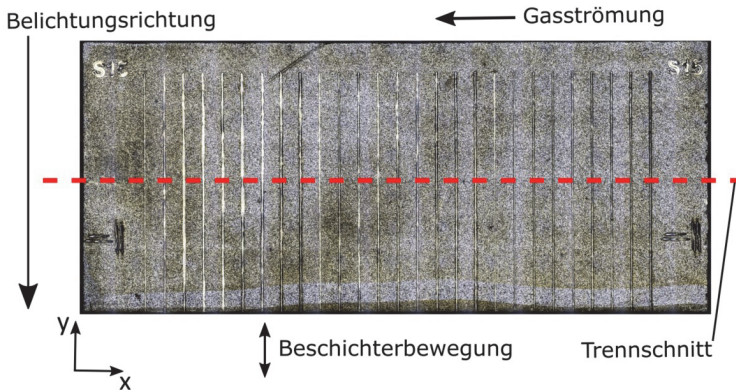


Abb. 5.7: Makroskopische Aufnahme eines beispielhaften Grundkörpers mit den 27 erzeugten Einzelschmelzbahnen, welche mit variierenden Prozessparametern hergestellt wurden

Nach der Herstellung der Einzelschmelzbahnen werden die Grundkörper jeweils mittig senkrecht zu der Belichtungsrichtung der Einzelschmelzbahnen durch Drahterodieren geteilt. Nach dem Schleifen, Polieren und Ätzen, um die Schmelzbadränder optisch hervorzuheben, werden die Abmessungen der Schmelzbäder

unter dem Mikroskop ausgewertet. Durch die gleichbleibenden Abstände zwischen den Einzelschmelzbahnen können die erzeugten Schmelzbäder innerhalb der Gefügestruktur des Grundkörpers zuverlässig ermittelt werden. Als relevante Charakterisierungsparameter werden die Tiefe  $d_S$ , Breite  $w_S$  sowie das daraus resultierende Aspektverhältnis  $A_S$  der entstandenen Schmelzbäder herangezogen. In Abbildung 5.8 sind auszugsweise die mithilfe des Aspektverhältnisses ermittelten verschiedenen Schmelzbadtypen erkennbar. Als zusätzlichen Schmelzbadtyp werden nach [23] noch die Schmelzbäder mit sichtbaren Balling Effekten separat erfasst, um bei der späteren Festlegung des geeigneten Prozessfensters instabile Parameterkombinationen berücksichtigen zu können.

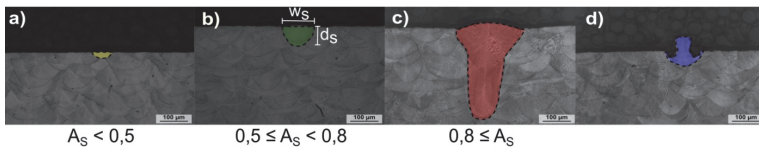


Abb. 5.8: Kategorisierung der Einzelschmelzbahnen auf Basis des Aspektverhältnisses  $A_S$  in a) Conduction Mode, b) Transition Mode und c) Keyhole Mode sowie die optische Ermittlung von d) Balling Effekten

An 162 Einzelschmelzbahnen werden in zwei zusätzlichen Schliffebenen mit einem Abstand von etwa einem Millimeter die Schmelzbadabmessungen vermessen, um die Kontinuität der parameterabhängigen Schmelzbadstruktur entlang der Gesamtlänge der Einzelschmelzbahnen sicherzustellen. Daraus ergibt sich eine durchschnittliche Abweichung von 1,54 % für die Breite und 1,92 % für die Tiefe der entstandenen Schmelzbahnen, womit eine hinreichende Vorhersagewahrscheinlichkeit und damit auch Aussagekraft der Einzelmessungen sichergestellt werden kann.

Das aus den 459 Parameterkombinationen resultierende Parameterfenster mit der Einteilung in die verschiedenen Schmelzbadausprägungen ist in Abbildung 5.9 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass der initial ermittelte Prozessparametersatz C8 in einer zentralen Position im Gebiet des Transition Modes zu finden ist. Dies bestätigt die in Abschnitt 5.1 ermittelten Ergebnisse mit der guten Prozessstabilität während des LPBF-Prozesses. Wie erwartet führt eine hohe Laserleistung in Verbindung mit niedriger Scangeschwindigkeit zu einer maßgeblichen Ausprägung des Keyhole Mode. Bei hohen Scangeschwindigkeiten in Kombination mit hohen Laserleistungen bilden sich Balling Effekte als Folge eines instabilen Schmelzprozesses aus. Bei niedrigen Laserleistungen und hohen Scangeschwindigkeiten ist

die geringe Schmelzbadtiefe des Conduction Mode vorherrschend zu erkennen.

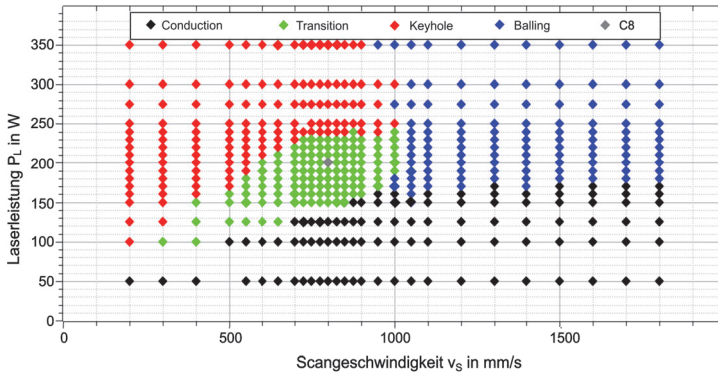


Abb. 5.9: Resultierendes Parameterfenster aus der Auswertung der Einzelschmelzbahnversuche mithilfe der zuvor definierten Kategorisierung und dem initial identifizierten Parametersatz C8

Zusätzlich zu den zuvor ermittelten Ergebnissen, soll noch die Auswirkung einer Defokussierung des Lasers untersucht werden, um durch die Veränderung der Fokusslage  $f$  einen höheren Energieeintrag in das Schmelzbad zu ermöglichen und dabei die Ausprägung des Keyhole Mode zu vermeiden. In Tabelle 5.5 sind die untersuchten Parameter der Versuchsreihe dargestellt, wobei die untersuchte Fokusslage mit  $-8$  mm den Durchmesser des Laserstrahls auf der Belichtungsebene von  $85 \mu\text{m}$  auf ca.  $170 \mu\text{m}$  etwa verdoppelt. Mit jeder Parameterkombination werden 3 Einzelschmelzbahnen erzeugt und jeweils in 3 verschiedenen Tiefenlagen ausgewertet.

Tab. 5.5: Parameter für die Herstellung von Einzelschmelzbahnen mit veränderter Fokusslage

Parameter	Wertebereich
$f$ [mm]	-8
$v_S$ [ $\frac{\text{mm}}{\text{s}}$ ]	800
$P_L$ [W]	200, 300, 400

In Tabelle 5.6 ist zu erkennen, dass durch die vergrößerte Belichtungsfläche im Vergleich zu den Ergebnissen auf Basis von dem Parametersatz C8 mit  $f$  von  $0$  mm die Breite des Schmelzbades ansteigt, aber die Tiefe selbst bei der doppelten

Laserleistung geringer ist. Zudem fällt bei der Betrachtung der Ergebnisse auf, dass durch die Vergrößerung der Fokusslage die Streuung der Messergebnisse stark zunimmt. Damit ergibt sich die Möglichkeit unter Berücksichtigung der geringeren Prozessstabilität den Energieeintrag bei vergleichbarer Schmelzbadtiefe zu erhöhen.

Tab. 5.6: Ergebnisse der Parametervariation zur Ermittlung des Einflusses der Fokusslage auf die resultierende Breite  $w_S$  und Tiefe  $d_S$  der erzeugten Schmelzbäder im Vergleich zu dem fokussierten Parametersatz C8

$f$ [mm]	$P_L$ [W]	$w_S$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_S$ [ $\mu\text{m}$ ]
0	200	$120 \pm 1$	$88 \pm 1$
-8	200	$135 \pm 11$	$47 \pm 14$
-8	300	$155 \pm 9$	$65 \pm 9$
-8	400	$181 \pm 18$	$80 \pm 8$

### 5.3 Einfluss der LPBF-Prozessparameter auf die Herstellung von Volumenkörpern

Nach der Ermittlung des Prozessparameterfensters durch Einzelschmelzbahnen in Abschnitt 5.2 werden Volumenkörper mit ausgewählten Parameterkombinationen hergestellt, um die Übertragbarkeit und LPBF-Prozessstabilität weiterführend abzusichern und die Auswirkungen auf die resultierende Materialdichte bei einer Veränderung der thermischen Historie hinsichtlich der Herstellung großer und komplexer Bauteile abzuleiten. Zunächst wird für die Versuchsplanung auf Basis des initial identifizierten Parametersatzes C8 eine Variation von jeweils  $\pm 10\%$  für die Laserleistung von 200 W und für die Scangeschwindigkeit von  $800 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$  anhand Tabelle 5.7 festgelegt. Die gewählte Belichtungsstrategie ist eine Streifenbelichtung mit einer maximalen Vektorlänge von 10 mm und einem Rotationswinkel von  $67^\circ$ .

Die Probekörper sind in diesem Fall 81 Würfel mit einer Kantenlänge von 10 mm. Die Anordnung der Probekörper auf der Bauplatte ist in Abbildung 5.10 dargestellt und weist eine Rotation der Proben um  $5^\circ$  auf, um einen stabilen Beschichtungsprozess ohne Aufschwingen an den Kanten der Würfelproben zu ermöglichen.



Tab. 5.7: Parametervariation für die Absicherung der LPBF-Prozessstabilität bei der Herstellung von Volumenkörpern auf Basis des initial qualifizierten Parametersatzes C8

Parameter	Wertebereich
$v_S$ [ $\frac{mm}{s}$ ]	720 - 880
$P_L$ [W]	180 - 220
$d_H$ [mm]	0,12
$h_S$ [ $\mu m$ ]	30
$f$ [mm]	0
$t_{exp}$ [s]	30
$T_V$ [ $^{\circ}C$ ]	200
$v_G$ [ $\frac{m}{s}$ ]	12

Für die Auswertung zur parameterabhängigen Materialdichte sollen zunächst die acht Parameterkombinationen an den Ecken des Versuchsraumes untersucht werden, um zu prüfen, ob eine signifikante Abweichung bezüglich der Materialdichte im Vergleich zum Parametersatz C8 vorliegt. Dafür werden die Proben mittig parallel zur Baurichtung geteilt und die entstehenden Flächen anschließend geschliffen, poliert und unter dem Mikroskop ausgewertet. Durch die Bildanalyse werden die in Tabelle 5.8 dargestellten Materialdichten in Abhängigkeit von den untersuchten Parametersätzen ermittelt. Dabei bewegen sich die dargestellten Ergebnisse im Bereich von 99,75 bis 99,83 %. Da in den Ecken des Versuchsraumes keine signifikante Abweichungen der Materialdichte trotz Parametervariation nachzuweisen sind, kann bei der Verwendung des Parametersatzes C8 von einer hohen LPBF-Prozesssicherheit bei der Bauteilherstellung ausgegangen werden, sodass zur Absicherung der Ergebnisse keine weiteren Analysen an zusätzlichen Proben notwendig sind.

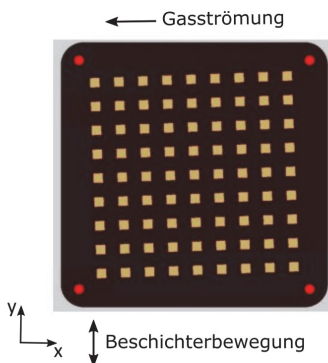


Abb. 5.10: Anordnung der 81 Volumenkörper auf der Bauplatte zu Absicherung der LPBF-Prozessstabilität bei der Herstellung von Volumenkörpern mit variierenden Parametern

Tab. 5.8: Ergebnisse der optisch am Schlibbild ermittelten Materialdichten in Abhängigkeit der variierten Prozessparameter Laserleistung und Sangeschwindigkeit

Parametersatz	$P_L$ [W]	$v_S$ [ $\frac{mm}{s}$ ]	$\rho$ [%]
-	180	720	99,77 $\pm$ 0,11
C1	180	800	99,79 $\pm$ 0,08
-	180	880	99,75 $\pm$ 0,10
-	200	720	99,75 $\pm$ 0,10
C8	200	800	99,81 $\pm$ 0,05
-	200	880	99,80 $\pm$ 0,07
-	220	720	99,83 $\pm$ 0,09
C9	220	800	99,83 $\pm$ 0,04
-	220	880	99,75 $\pm$ 0,10

## 5.4 Mechanische Eigenschaften und deren Beeinflussung durch Wärmebehandlung

Im Anschluss an die Validierung des LPBF-Prozessparametersatzes C8 in Abschnitt 5.3 werden Probekörper für die mechanische Erprobung der statischen Werkstoffeigenschaften hergestellt und damit weiterführende Untersuchungen

zur Auswirkung der Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften vorgenommen. Mit dem FeNiCoMoVTiAl Metallpulver werden 20 Zugproben mit einem Aufmaß von 2 mm zur erprobten Geometrie nach [111]  $B6 \times 30$  in liegender Ausrichtung gefertigt (siehe Abbildung 5.11 links). Zudem werden in einem weiteren Baujob weitere 81 würfelförmige Probekörper mit einer Kantenlänge von 10 mm für Härtemessungen und Wärmebehandlungsstudien hergestellt (siehe Abbildung 5.11 rechts)). Die für die Herstellung genutzten Prozessparameter auf Basis der vorausgegangenen Parametervalidierung des Parametersatzes C8 sind in Tabelle 5.9 aufgeschlüsselt. Die gewählte Belichtungsstrategie ist analog zu den vorherigen Untersuchungen eine Streifenbelichtung mit einer maximalen Vektorlänge von 10 mm und einem Rotationswinkel von  $67^\circ$ .

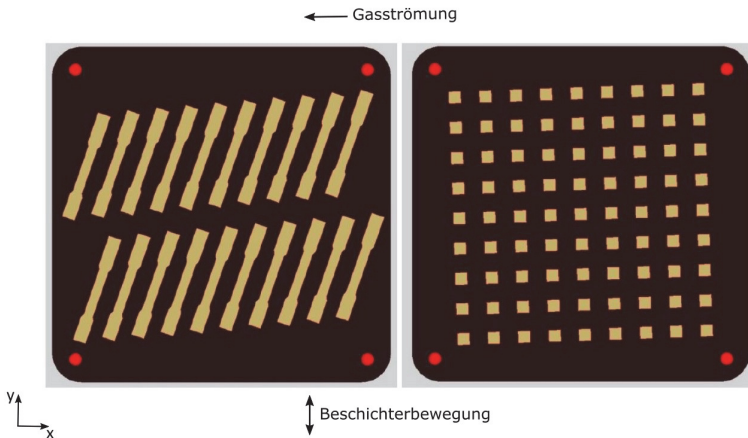


Abb. 5.11: Darstellung der beiden Baujobs zur Herstellung von 20 Zugproben (links) und 81 würfelförmigen Proben (rechts) zur mechanischen Charakterisierung

Im Anschluss an die Probenherstellung werden zunächst jeweils 3 Würfelproben mithilfe der drei Auslagerungsprozesse entsprechend der Temperaturverläufe in Abbildung 5.12 untersucht. Anhand der Literaturrecherche aus Abschnitt 2.3.2 wurden der zu untersuchende Temperaturbereich von 460 bis  $540^\circ\text{C}$  gewählt und die Proben jeweils mit einer Haltedauer von 6 h für die Wärmebehandlungsstudie beaufschlagt. Die initialen Ergebnisse der Wärmebehandlungsversuche aus Abschnitt 5.1 zeigten bereits signifikante Härtesteigerung durch eine nachträg-

Tab. 5.9: LPBF-Prozessparameter für die Herstellung der Zug- und Würfelproben für die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

Parameter	Wertebereich
$v_S$ [ $\frac{mm}{s}$ ]	800
$P_L$ [W]	200
$d_H$ [mm]	0,12
$h_S$ [ $\mu m$ ]	30
$f$ [mm]	0
$t_{exp}$ [s]	30
$T_V$ [°C]	200
$v_G$ [ $\frac{m}{s}$ ]	12

lich durchgeführte Wärmebehandlung mit 540 °C für 6 h, was in dieser Studie nun bestätigt und im Vergleich zu den anderen Wärmebehandlungsprozessen als geeignet validiert werden soll.

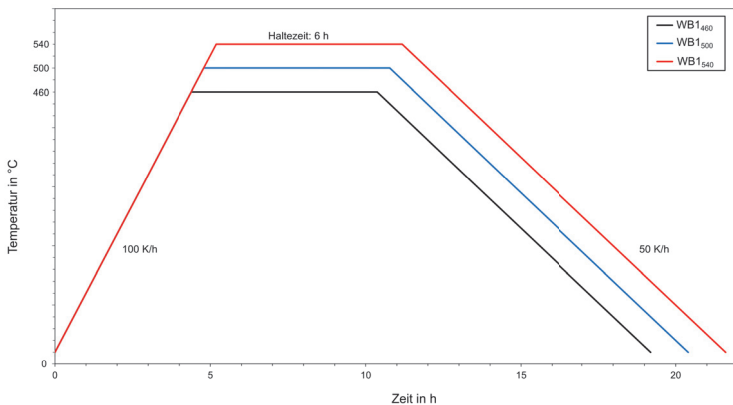


Abb. 5.12: Darstellung der drei Temperaturkurven  $WB1_{460}$ ,  $WB1_{500}$  und  $WB1_{540}$  für die Wärmebehandlungsstudie zur Auslagerung

Im Anschluss an die Wärmebehandlung wurden an den Oberflächen der Proben etwa 2 mm Material abgeschliffen, um Randeffekte zu vermeiden. Je Probe wurden mittig 3 Härteeindrücke nach Vickers zur Ermittlung des Härteniveaus aufgebracht. Die Ergebnisse sind in Tabelle 5.10 nach den jeweiligen Wärmebehandlungszuständen aufgelistet. Es ist zu erkennen, dass die Wärmebehandlung

nach  $WB1_{500}$  zu der größten Härtesteigerung auf etwa 725 HV10 führt. Die niedrigere Auslagerungstemperatur bei 460 °C führt zu ähnlichen Ergebnissen mit einer resultierenden Härte von ca.  $721 \pm 15$  HV10. Bei einer Temperaturerhöhung auf 540 °C während der Wärmebehandlung ist ein niedrigeres Härteniveau von etwa 677 HV10 nachzuweisen.

Tab. 5.10: Härteergebnisse der Wärmebehandlungsstudie mit drei verschiedenen Anlasstemperaturen zwischen 460 und 540 °C

<b>Wärmebehandlungszustand</b>	<b>Härte [HV10]</b>
$WB1_{460}$	$721 \pm 15$
$WB1_{500}$	$725 \pm 12$
$WB1_{540}$	$677 \pm 9$

Der in Abschnitt 2.3.2 beschriebenen Literatur folgend wird durch ein vorgeschaltetes Lösungsglühen und anschließendes Abschrecken vor der Auslagerung bei Maraging Stählen eine zusätzliche Härtesteigerung ermöglicht. Durch das Glühen oberhalb der Austenisierungstemperatur wird dabei die LPBF-Mikrostruktur zerstört und beim Abschrecken in Wasser ein neues, martensitisches Gefüge erzeugt. Für den Versuchsumfang werden anhand der Temperaturkurven in Abbildung 5.13 jeweils drei Proben bei den Lösungsglühtemperaturen zwischen 900 und 1200 °C für 1 h gehalten und anschließend in kaltem Wasser abgeschreckt. Danach erfolgt die Auslagerung entsprechend der zuvor positiv bewerteten, einstufigen Wärmebehandlung bei 500 °C für 6 h.

Analog zur vorherigen Ausarbeitung der Proben sind in Tabelle 5.11 die Härteergebnisse nach den zweistufigen Wärmebehandlungsprozessen dargestellt. Dabei ist mit  $WB2_{1100,500}$  eine weitere Steigerung des Härteniveaus im Vergleich zu der einstufigen Wärmebehandlung  $WB1_{500}$  auf etwa 799 HV10 zu erkennen. Auch die anderen, zweistufigen Wärmebehandlungsprozesse führen zu einem hohen Härteniveau von ca. 777 bis 790 HV10.

Im Anschluss an die Untersuchungen zur Härtebeeinflussung mittels Wärmebehandlung sollen die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften mithilfe der Zugversuche ermittelt werden. Dafür werden jeweils fünf Zugversuche mit der einstufigen Wärmebehandlung  $WB1_{500}$  sowie der zweistufigen Wärmebehandlung  $WB2_{1000,500}$  beaufschlagt und nach der mechanischen Probenausarbeitung in die Form  $B6x30$  im Vergleich zu fünf Zugversuchen ohne Wärmebehandlung erprobt. In Abbildung 5.14 ist für jeden Wärmebehandlungszustand auszugsweise

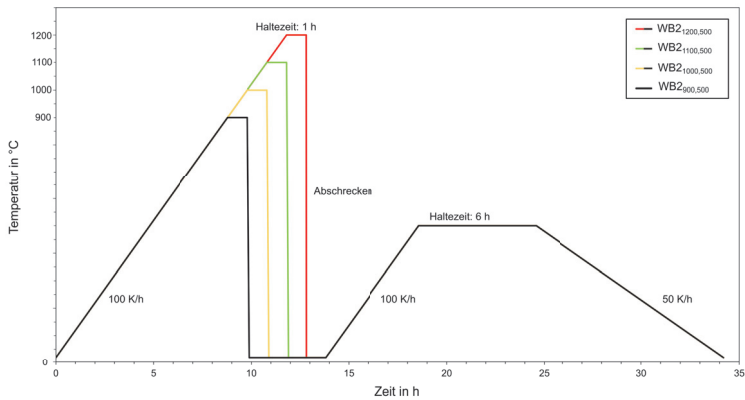


Abb. 5.13: Darstellung der Temperaturkurven mit variierenden Parametern bestehend aus Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern für die Studie zu der zweistufigen Wärmebehandlung

Tab. 5.11: Härteergebnisse der Studie auf Basis der zweistufigen Wärmebehandlung

Wärmebehandlungszustand	Härte [HV10]
$WB2_{900,500}$	$779 \pm 21$
$WB2_{1000,500}$	$799 \pm 19$
$WB2_{1100,500}$	$777 \pm 30$
$WB2_{1200,500}$	$790 \pm 21$

ein repräsentativer Zugversuch im Spannungs-Dehnungs-Diagramm aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass wie erwartet mit zunehmender Härte auch die Zugfestigkeit ansteigt. Dabei ist jedoch bei den wärmebehandelten Proben aufgrund des spröden Werkstoffverhaltens kein Wert für die Dehngrenze auswertbar und nach Erreichen der maximalen Spannung erfolgt ein Sprödbbruch bei geringer Bruchdehnung.

In Tabelle 5.12 sind die Ergebnisse aller Zugversuche zusammengefasst. Bei den Proben ohne nachfolgende Wärmebehandlung ist die geringe Streuung bei den Messergebnissen auffällig. Im Zustand  $WB1_{500}$  sowie  $WB2_{1000,500}$  nimmt die Streuung der Messergebnisse stark zu. Dabei ist für die wärmebehandelten Proben eine deutliche Steigerung der Zugfestigkeit auf über  $1900 \frac{N}{mm^2}$  zu erkennen, welche

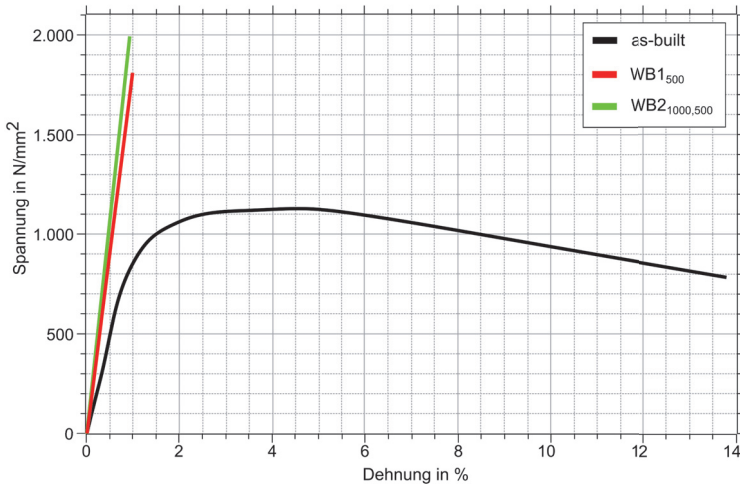


Abb. 5.14: Grafische Darstellung von jeweils einem repräsentativen Zugversuch zu jedem der drei verglichenen Werkstoffzustände

mit einer Reduzierung der Bruchdehnung auf unter 2 % einhergeht. Wie schon bei den vorherigen Ergebnissen der Härteprüfung zu erkennen, kann durch die zweistufige Wärmebehandlung eine weitere Zunahme der Festigkeit im Vergleich zu der ausschließlichen Auslagerung bewirkt werden.

Tab. 5.12: Zusammenfassung der Ergebnisse der Zugversuche auf Basis der drei verschiedenen Wärmebehandlungszustände

Zustand	Dehngrenze [ $\frac{N}{mm^2}$ ]	Zugfestigkeit [ $\frac{N}{mm^2}$ ]	Bruchdehnung [%]
as-built	738 ± 8	1134 ± 4	13,6 ± 0,8
WB1 <sub>500</sub>	-	1901 ± 170	1,4 ± 0,3
WB2 <sub>1000,500</sub>	-	1983 ± 184	0,8 ± 0,5

## 5.5 Diskussion

Die Ergebnisse der initialen Parameterqualifizierung in Abschnitt 5.1 bestätigten zunächst die Eignung des FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes für die Verarbeitung im

LPBF-Prozess. Speziell die Auswertung der Schlibfbilder hinsichtlich der parameterabhängigen Restporosität hat gezeigt, dass im untersuchten Parameterfenster mit einer stark variierenden Volumenenergiedichte zwischen 60,61 und 122,2  $\frac{\text{J}}{\text{mm}^3}$  bereits Volumenkörper mit einer Materialdichte auf industriell verwertbarem Niveau erzeugt werden konnten. Dies bestätigt die gute LPBF-Prozessierbarkeit der neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Legierung. Die im Anschluss durchgeführten initialen Wärmbehandlungsversuche zeigten zudem die erwartbare Steigerung der Härte innerhalb der Probekörper von 326 HV auf maximal 720 HV mit einer zweistufigen Wärmebehandlung. Damit lag die maximal erzielte Härte nach den Voruntersuchungen bereits oberhalb der in Abschnitt 2.3.2 ermittelten Härte- werte für die additiv verarbeiteten Maraging Stähle 1.2709 (max. 665 HV) und 1.6356 (max. 650 HV). Der neuentwickelte FeNiCoMoVTiAl Werkzeugstahl auf Basis des Maraging Stahles 1.6356 scheint damit das von der Firma *Specmaterials* angestrebte, vorteilhafte Eigenschaftsprofil aufzuweisen. Da sich die Basishärte nach dem LPBF-Prozess nicht signifikant von den Literaturergebnissen in [93] mit dem chemisch nicht modifizierten 1.6356 unterscheidet, könnte durch die Zugabe von Vanadium in Verbindung mit der Wärmebehandlung die zusätzliche Härtesteigerung beeinflusst worden sein. Vanadium kann beispielsweise als zusätzliches Legierungselement in ferritisch-perlitischen und bainitischen Stählen für ein feinkörnigeres Gefüge sorgen und damit auch die härtesteigernden Effekte unterstützen [117]. Dies indiziert das Potenzial des neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes, um auf Basis einer optimierten Prozesskette und der damit verbundenen Eigenschaftsänderungen neue, funktionsoptimierte Anwendungen durch den LPBF-Prozess zu ermöglichen.

Mit der Herstellung und Analyse von einer großen Menge Einzelschmelzbahnen in Abschnitt 5.2 hat sich das charakteristische Prozessparameterfenster für die Verarbeitung des FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes im LPBF-Prozess ermitteln lassen. Durch die Variation von Laserleistung und Scangeschwindigkeit nach einem vollfaktoriellen Versuchsplan konnten die Parameterkombinationen bestätigt werden, welche durch das Vermeiden von einem zu geringen oder zu hohen Energieeintrag zu einer guten Prozessierbarkeit von defektarmen Bauteilen beitragen. Die Resultate wurden durch das Aufschmelzen eines festen Grundkörpers ermittelt. Die Erkenntnisse sollten nach [18] bei einem hinreichend ausgeprägten Schmelzbad auch auf einen Prozess mit aufgetragener Pulverschicht übertragbar sein. Die Ergebnisse bestätigen in der Ausprägung der verschiedenen Schmelzbadmodi das in [118] ermittelte Prozessfenster bei der LPBF-Prozessierung des Werkstoffes 1.2709, wobei ein Unterschied in der Charakteristik des optischen Systems



und des anliegenden Fokusdurchmessers vorliegt. Durch das Defokussieren des Laserstrahls wird es ermöglicht, einen höheren Energieeintrag in das Material bei reduzierter Schmelzbadtiefe einzubringen. Dabei wird jedoch die größere Streuung der resultierenden Schmelzbadabmessungen im Vergleich zu den nicht defokussierten Ergebnissen erkennbar, was auf die zunehmende Instabilität des optischen Systems außerhalb der idealen Fokusslage zurückzuführen ist.

Die Herstellung von Volumenkörpern mit einer eingeschränkten Parametervariation in Abschnitt 5.3 führte zur Bestätigung der guten LPBF-Prozessierbarkeit des FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes. Bei der damit einhergehenden Variation konnte sichergestellt werden, dass durch eine Veränderung der thermischen Randbedingungen, beispielsweise durch komplexere Bauteilgeometrien, bei der Bauteilherstellung keine signifikante Zunahme an Defekten zu erwarten ist.

Die abschließende Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften, welche durch die Herstellung von Würfelproben für die Härteprüfung sowie Zugversuchen erfolgte, zeigt ein vielversprechendes Eigenschaftsprofil des FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes im Vergleich zu bereits für den LPBF-Prozess qualifizierten Werkzeugstählen. Während des LPBF-Prozesses wird ein martensitisches Gefüge erzeugt, welches ausreichend Duktilität aufweist, sodass während der Erstarrungsprozesse und durch die entstehenden Eigenspannungen keine Mikrorisse im Werkstoffgefüge entstehen. Dies bestätigt auch die vorher identifizierte Parametertoleranz ohne den Nachweis von auffälligen Defekten im resultierenden Werkstoffgefüge von additiv gefertigten Volumenkörpern. Durch die chemische Legierungszusammensetzung des neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes in Verbindung mit einer weiteren Optimierung der Wärmebehandlungsparameter ist speziell die Härte von etwa 725 HV nach dem Anlassen für 6 h bei 500 °C und etwa 799 HV nach einem zweistufigen Wärmebehandlungsprozess hervorzuheben. Damit liegt die maximal erreichbare Härte über 20 % höher als bei den bereits für den LPBF-Prozess qualifizierten Werkzeugstählen und auf dem Härteniveau von Schnellarbeitsstählen, welche bei der LPBF-Prozessierung anfälliger für die Entstehung von Rissen sind und oftmals mit einer Hochtemperaturheizung verarbeitet werden müssen [33, 119].

Die Zugversuche zeigen das Ergebnis des Alterungsprozesses durch die Bildung von intermetallischen Ausscheidungen durch den Anstieg der Zugfestigkeit und die Reduzierung der Bruchdehnung. Die geringe Streuung der Messergebnisse bei dem Probezustand as-built kann durch die hohe Prozesssicherheit während der

additiven Fertigung und die daraus resultierende geringe Anzahl an Defekten im Werkstoffgefüge begründet werden. Durch den Anstieg der Festigkeit im Zusammenhang mit den durchgeführten Wärmebehandlungen nimmt die Duktilität ab und damit die Streuung der Messergebnisse signifikant zu. In Abbildung 5.15 sind die Ergebnisse der Zugversuche des neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes im Vergleich zu den bereits für den LPBF-Prozess qualifizierten Werkzeugstählen aufgetragen. Dabei ist zu erkennen, dass speziell durch die Streuung der Messwerte im wärmebehandelten Zustand bei geringer Bruchdehnung ein großer Erwartungsbereich auf Basis der Messergebnisse aufgespannt wird. Die Messwerte im Zustand as-built decken sich dabei mit den in [79] zusammengetragenen Ergebnissen und liegen im Bereich anderer Maraging Stähle.

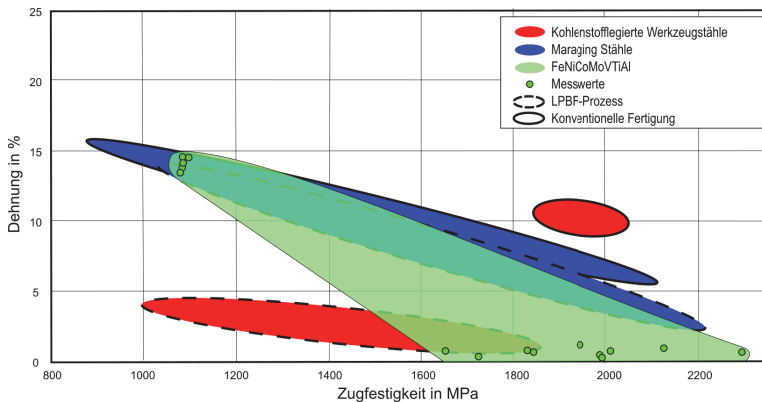


Abb. 5.15: Vergleich der mechanischen Eigenschaften von additiv und konventionell verarbeiteten Werkzeugstählen nach [79] mit den Ergebnissen des neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes



## 6 Synchronisierte Doppellaser-Belichtungsstrategie

In Kapitel 5 wurde gezeigt, dass sich mittels eines geeigneten LPBF-Prozessparametersatzes dichte Bauteile herstellen lassen, welche nach der Wärmebehandlung ein vielversprechendes Eigenschaftsprofil aufweisen. In diesem Kapitel wird die Herangehensweise beschrieben, um mithilfe einer synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie die lokale Temperaturhistorie während des LPBF-Prozesses zu steuern und damit gradierte Eigenschaftsprofile innerhalb des Bauteils zu erzeugen.

### 6.1 Prozesstechnische Umsetzung der Versuchsdurchführung und Auswertung

Durch die ausschließliche Verwendung von CSV-Dateien für die zeitlich synchronisierte Steuerung der beiden Laser in der verwendeten SLM-Anlage gibt es einige Einschränkungen bei der Umsetzung einer Doppellaser-Belichtungsstrategie. Einerseits muss beachtet werden, dass sich die beiden Laser nicht gegenseitig, beispielsweise durch die entstehenden Schmauchbildung, beeinflussen. Andererseits führt der Einsatz einer gleichbleibenden Belichtungsstrategie über mehrere Schichten aufgrund der entstehenden Eigenspannungen zu Herausforderungen bei der geometrischen Auslegung der zu erzeugenden Probekörper. Unter Berücksichtigung dieser Anforderungen ist in Abbildung 6.1 eine schematische Belichtungsstrategie dargestellt. Zur Vereinfachung der geometrischen Randbedingungen wird die Herstellung von rechteckigen und quadratischen Probekörpern betrachtet. In diesem Zusammenhang wird mit L1 einer der beiden Laser für den primären Schmelzprozess ausgewählt. Die zugehörige Austrittsöffnung des Lasers

L1 befindet sich innerhalb der verwendeten SLM-Anlage näher an der Bauraumtür. L2 soll mit einem festgelegten und gleichbleibenden Versatz  $\Delta_{L1,L2}$  folgen und je nach Wahl der Prozessparameter die thermischen Gradienten beeinflussen. Aufgrund der Ausrichtung des Gasstroms und der dadurch verursachten Bewegungsrichtung des entstehenden Schmelzbades sollten keine Belichtungsvektoren parallel zur Gasstromrichtung definiert werden, um die in der Belichtungsebene eintreffende Laserenergie nicht zu beeinflussen. Senkrecht zur Gasstromrichtung findet der Beschichtungsprozess statt. Eine Belichtung parallel dazu könnte bei der Ausprägung von lokalen Erhebungen entlang der Schmelzbäder durch die gleichbleibende Belichtungsstrategie dazu führen, dass die verwendete Silikonlippe des Beschichters beschädigt wird und die Schichtdicke des aufgetragenen Metallpulvers stark variiert. In Verbindung mit den sich schichtweise wiederholenden Belichtungsvektoren wären damit lokal verstärkende Effekte bezüglich der entstehenden Mikrostruktur und auch der Oberflächenstruktur zu erwarten, bis hin zur Kollision mit der Beschichtereinheit. Daher wird die Ausrichtung der Belichtungsvektoren bezüglich der Gasstromrichtung und der Bewegungsrichtung des Beschichters um  $45^\circ$  rotiert. Anders als bei der klassischen Streifenbelichtung sollen die aufeinanderfolgenden Schmelzbahnen nicht in entgegengesetzter Richtung erzeugt werden. Bei der LPBF-Prozessierung auf Basis von nur einer Laserquelle wird diese alternierende Strategie gewählt, um den Zeitaufwand durch die insgesamt längere Strecke der Sprungvektoren zwischen den Belichtungsvektoren zu vermeiden. Im Falle der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie ist diese Vorgehensweise jedoch, ohne zusätzliche Wartezeiten zu definieren, unumgänglich. Je nach gewähltem Versatz zwischen den beiden Lasern würde es sonst bei jedem der Belichtungsvektoren einen Punkt geben, an welchem sich die von den beiden Lasern verursachten Schmelzbäder treffen und überlappen. Die daraus resultierenden Effekte auf die Schmelzbadstruktur und vor allem die inhomogenen thermischen Gradienten entlang der Belichtungsvektoren würden zu unerwünschten und lokal unterschiedlichen Eigenschaftsänderungen in den hergestellten Probekörpern führen.

In Abbildung 6.2 sind die für die experimentellen Untersuchungen berücksichtigten Belichtungsmodi dargestellt. Dabei ist als Ausgangssituation zunächst der Einzellaser-Modus auf Basis des Energieeintrags nur einer aktiven Laserquelle und den daraus resultierenden charakteristischen Materialzuständen und dem entstehenden Wärmetransport gezeigt. Die Bewegung des Lasers entlang der Belichtungsvektoren führt, wie in Abschnitt 2.1 beschrieben, zunächst zum Aufschmelzen des Metallpulvers. Nachfolgend findet entgegen der Bewegungsrich-

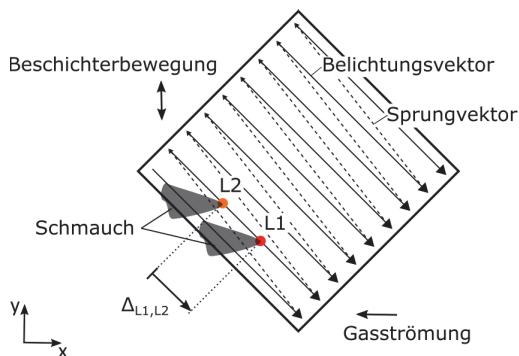


Abb. 6.1: Schematische Darstellung der synchronisierten Doppellaser Belichtungsstrategie zur Herstellung eines quadratischen Probekörpers nach [28]

Die Erzeugung der Schmelzbahn durch die Wärmeabfuhr in die umgebende Materialstruktur die Erstarrung der Schmelze und das Ausbilden der charakteristischen Einzelschmelzbahnen statt. Über die Erstarrungszone hinweg bildet sich ein weiterer Bereich der in situ Wärmebehandlung aus, in welchem die vorliegende Wärmeenergie noch ausreicht, um Veränderungen in der Gefügestruktur zu bewirken. Dabei sind die Auswirkungen auf die resultierenden Werkstoffeigenschaften abhängig vom eingesetzten Werkstoff und dem Temperaturverlauf über die Zeit innerhalb der wärmebeeinflussten Zone.

Sobald in der Schmelzbahn zusätzliche Energie durch einen zweiten, synchronisierten Laser eingebracht wird, beeinflusst dies die thermische Historie. Der gezeigte Doppellaser-Modus soll eine gezielte Beeinflussung durch einen definierten Abstand und Energieeintrag von L2 ermöglichen. Dabei ist es das Ziel, in Abhängigkeit der gewählten Prozessparameter, dass nur ein Teil des durch L1 bereits aufgeschmolzenen Materials erneut aufgeschmolzen wird. Die dabei eingebrachte Wärmeenergie wird in das bereits erstarrte Material abgeleitet und beeinflusst damit lokal die Effekte der in situ Wärmebehandlung.

Wenn sich nach dem Energieeintrag durch L1 die Temperatur in den Schmelzbahnen der Temperatur der umgebenden Materialstruktur annähert und anschließend ein Teil der bereits erzeugten Schmelzbahnen von L2 wiederaufgeschmolzen wird, spricht man nach Abschnitt 2.1 vom Remelting-Modus. Dabei unterscheidet sich dieser Modus durch die größere zeitliche Verzögerung zwischen den beiden Schmelzprozessen vom Doppellaser-Modus. Nach dem Aufschmelzen durch L1

homogenisiert sich die Temperaturverteilung, bevor der zweite Schmelzprozess stattfindet. Damit stellen beide Schmelzprozesse bezüglich des Energieeintrages unabhängige Ereignisse dar und können getrennt voneinander mit ihren jeweiligen Auswirkungen auf das entstehende Werkstoffgefüge betrachtet werden.

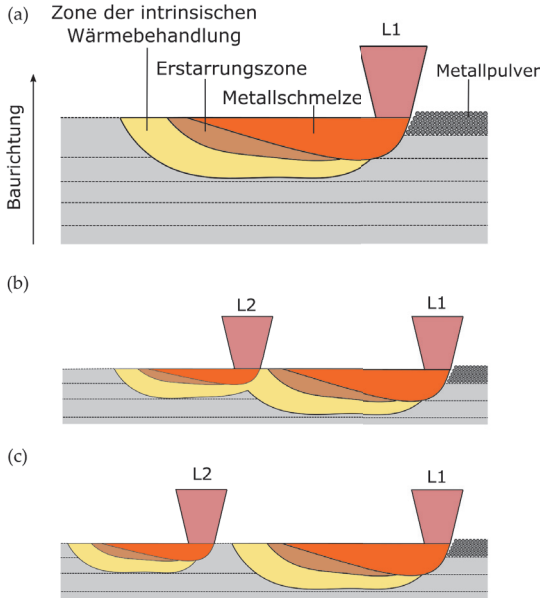


Abb. 6.2: Darstellung der Belichtungsmodi (a) Einzellaser-Modus, (b) Doppellaser-Modus und (c) Remelting-Modus für die experimentelle Umsetzung der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie nach [28]

Weiterhin sind die übergeordneten Prozessparameter für die Herstellung von defektfreien Bauteilen abzuleiten, um den Einfluss der Belichtungsmodi bei Verwendung der Doppellaser-Belichtungsstrategie ermitteln zu können. In Abbildung 6.3 ist dafür zunächst die schematische Darstellung der zu erwartenden Schmelzbadstruktur im Einzellaser- und Doppellaser-Modus in der Frontalansicht gezeigt. Im Einzellaser-Modus werden die Schmelzbäder von L1 mit der Breite  $w_{S,1}$  und Tiefe  $d_{S,1}$  in einem sich wiederholenden lateralen Abstand basierend auf dem Hatchabstand  $d_H$  erzeugt. Die Schichtdicke  $h_S$  entspricht dabei dem vertikalen Abstand zwischen zwei Schmelzbädern, welche in aufeinanderfolgenden Schichten erzeugt wurden. Im Vergleich zum Einzellaser-Modus wird im Doppellaser- und auch im Remelting-Modus ein zweites Schmelzbad durch L2 mit den Ab-

messungen  $w_{S,2}$  und  $d_{S,2}$  erzeugt. Die Herausforderung ist dabei, dass sich die Auswirkungen je nach Wahl des Belichtungsmodus ausschließlich auf die lokale Beeinflussung der thermischen Gradienten begrenzen lassen sollen und keine vom zweiten Laser erzeugten Schmelzbäder im Werkstoffgefüge verbleiben. Durch die damit einhergehende Uniformität der entstehenden Schmelzbadstruktur wären alle Belichtungsmodi, auch bei einer späteren Kombination zur Herstellung von Multi-Parameter Bauteilen, zueinander kompatibel und es müssten an den Parametertrennstellen keine weiteren Anpassungen vorgenommen werden. Die prozesstechnische Umsetzbarkeit dieser Anforderung soll damit erreicht werden, dass die durch L2 entstehenden Schmelzbäder in der darauffolgenden Schicht durch die Belichtung mit L1 wieder vollständig aufgeschmolzen werden.

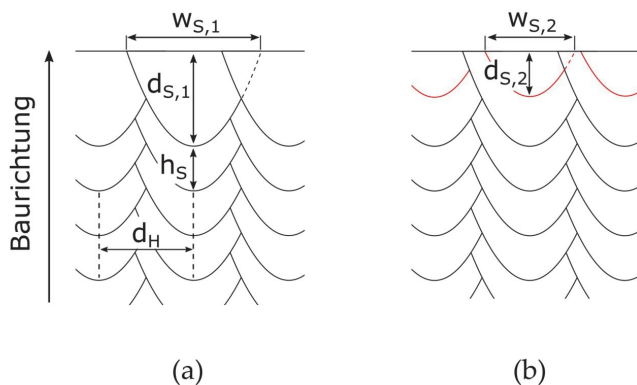


Abb. 6.3: Schematische Frontalansicht der erwarteten Schmelzbadstruktur im (a) Einzellaser-Modus und (b) Doppellaser-Modus bzw. Remelting-Modus zur Ermittlung der geeigneten LPBF-Prozessparameter für die experimentellen Untersuchungen nach [28]

Die rechteckigen Probekörper sollen nach Abschnitt 4.4 für die metallographischen und mechanischen Untersuchungsmethoden vorbereitet werden. Durch die Restriktionen der Belichtungsstrategie entsteht, wie in Abbildung 6.4 gezeigt, eine gleichbleibende und sich schichtweise wiederholende Schmelzbadstruktur. Diese Struktur ist für die weiteren Untersuchungen hilfreich, da die Analytik senkrecht zu den Schmelzbahnen auch mit einfachen Mitteln der Probenausarbeitung ermöglicht wird.



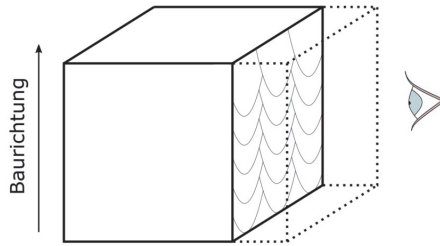


Abb. 6.4: Schematische Darstellung der resultierende Schmelzbadstruktur im rechteckigen Probekörper und die spätere Analytik an der Trennstelle

## 6.2 Experimentelle Untersuchungen zum Parametereinfluss

Nachdem die Herleitung der prozesstechnischen Vorgehensweise in Abschnitt 6.1 erarbeitet wurde, wird nun die experimentelle Untersuchung zum Parametereinfluss speziell im Hinblick auf die Doppellaser-Belichtungsstrategie in Verbindung mit den drei Belichtungsmodi beschrieben. Es soll mit initialen Versuchen und konzeptionellen Herleitungen ein passendes Parameterfenster identifiziert werden, um über die Versuchsplanung den Einfluss der Wirkmechanismen getrennt voneinander untersuchen zu können. Anschließend werden die experimentell ermittelten Ergebnisse dargestellt.

### 6.2.1 Initiale Versuche und konzeptionelle Herleitungen

Der Ansatz zur Verwendung einer synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie im LPBF-Prozess lässt hinsichtlich der lokalen Beeinflussung der Temperaturgradienten einige Vorteile vermuten, kann jedoch bei einer falschen Auslegung der Prozessparameter auch zu unerwünschten Ergebnissen führen. Speziell im Hinblick auf die in Abbildung 6.1 dargestellte Belichtungsstrategie sind initiale Versuche notwendig, damit bei allen Belichtungsmodi ein vergleichbar defektares Werkstoffgefüge zu erwarten ist, sodass mechanische Eigenschaftsänderungen isoliert auf die Modifizierung der thermischen Historie zurückgeführt werden können. Gleichzeitig kann der höhere Energieeintrag pro Zeiteinheit im Falle

der Verwendung des Doppellaser-Modus in Verbindung mit der über alle Schichten gleichbleibenden Belichtungsstrategie auch zu lokalen Überhitzungen und Schichtablösungen führen, welche einen Baujobabbruch zur Folge hätten.

Auf Basis der Ergebnisse bei der Herstellung von Volumenkörper in Abschnitt 5.3 sollen weiterhin die hinreichend qualifizierten Parameter mit der Laserleistung von 200 W und Scangeschwindigkeit von  $800 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$  für eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse mit der konventionellen Einzellaser-Belichtungsstrategie beibehalten werden. Da nun speziell im Doppellaser- und Remelting-Modus die von L2 eingebrachten Schmelzbäder vollständig in der Folgeschicht wiederaufgeschmolzen werden sollen, wird zunächst die Schichtdicke für die nachfolgenden Versuche zur Ermittlung geeigneter Prozessparameter festgelegt. Die in Abschnitt 5.2 ermittelten Resultate zeigen eine durchschnittliche Schmelzbadtiefe  $d_S$  von etwa  $88 \mu\text{m}$  mit dem beschriebenen Standardparameter. Durch die Anhebung der Schichtdicke  $h_S$  auf  $40 \mu\text{m}$  sollte sich damit das Schmelzbad der vorherigen Schicht trotz zusätzlichem Einfluss des aufgetragenen Metallpulvers weiterhin prozesssicher bis über 50 % der Tiefe wiederaufschmelzen lassen (siehe Abbildung 6.3). Zusätzlich sollte ein ausreichend großer Anteil der durch die erweiterten Belichtungsmodi beeinflussten Gefügestruktur erhalten bleiben.

In Verbindung mit der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie durch das zu verwendende CSV-Dateiformat und der schichtweisen Wiederholung der Belichtungsvektoren könnten sich ein zusätzlicher Anpassungsbedarf am Parameter Hatchabstand  $d_H$  ergeben. Dieser war bisher beim validierten Standardparametersatz auf  $0,12 \text{ mm}$  festgelegt und führte durch die schichtweise Rotation der Belichtungsvektoren in den vorherigen Versuchen zu einem dichten sowie defektarmen Materialgefüge bei einer Schichtstärke  $h_S$  von  $30 \mu\text{m}$ . Mithilfe eines ersten Vorversuches soll ermittelt werden, zu welchem Ergebnis die in Tabelle 6.1 dargestellten Parameter bei der Herstellung eines würfelförmigen Probekörpers mit einer Kantenlänge von  $10 \text{ mm}$  führen. Dabei wird L2 bei der Doppellaser-Belichtungsstrategie über den Parameter  $P_{L,2}$  deaktiviert, um eine direkte Vergleichbarkeit herzustellen.

In Abbildung 6.5 ist der geätzte Schliff des hergestellten und mittig aufgetrennten Probekörpers zu sehen. Dabei ist speziell in der Detailaufnahme die mangelhafte seitliche Überlappung der Schmelzbäder zu erkennen, was in Baurichtung zu einer ausgeprägten Porenbildung entlang der Schmelzbadränder führt. Trotz vergleichbarer Parameter, wie in Abschnitt 5.3 validiert, ist somit eine periodische

Tab. 6.1: Parameter für die Herstellung eines ersten Probekörpers zur Validierung der Doppellaser-Belichtungsstrategie im Einzellaser-Modus

Parameter	Wertebereich
$P_{L,1}$ [W]	200
$P_{L,2}$ [W]	0
$f_1$ [W]	0
$f_2$ [W]	0
$v_S$ [ $\frac{mm}{s}$ ]	800
$d_H$ [mm]	0,12
$h_S$ [ $\mu m$ ]	40
$t_{exp}$ [s]	30
$T_V$ [ $^{\circ}C$ ]	30
$v_G$ [ $\frac{m}{s}$ ]	12

Veränderung der Materialstruktur aufgrund der Doppellaser-Belichtungsstrategie mit den gleichförmigen und schichtweise sich wiederholenden Belichtungsvektoren erkennbar.

Auf Grundlage der Ergebnisse des ersten Vorversuches soll der Hatchabstand angepasst werden, um ein möglichst dichtes und defektarmes Gefüge als Ausgangszustand für die Absicherung der Doppellaser-Belichtungsstrategie im Einzellaser-Modus zu erhalten. Ausgehend von den Ergebnissen der Schmelzbadabmessungen in Abschnitt 5.2 wurde eine Schmelzbadbreite  $w_S$  von etwa 120  $\mu m$  mit dem Standardparametersatz ermittelt. Mithilfe einer parabelförmigen Annäherung an die Schmelzbadgeometrie kann auf Basis von Abbildung 6.4 ein Hatchabstand  $d_H$  von 85  $\mu m$  hergeleitet werden, um die minimal notwendige seitliche Überlappung der einzelnen Schmelzbahnen sicherzustellen. Eine weitere Erhöhung des Hatchabstandes hätte zur Folge, dass ein größerer Anteil der vorher erzeugten Schmelzbahnen seitlich wiederaufgeschmolzen wird, was wiederum zu einer Reduzierung des Volumenanteils der durch L2 wärmebeeinflussten Gefügestrukturen führen würde.

Im Vergleich zu den in Tabelle 6.1 aufgeschlüsselten Parametern wird mit dem auf 85  $\mu m$  reduzierten Hatchabstand  $d_H$  analog zum vorherigen Versuch ein Probewürfel hergestellt und analysiert. In Abbildung 6.6 ist als Ergebnis das angeätzte Schlibbild des ausgearbeiteten Probekörpers dargestellt. Dabei hat sich durch die Reduzierung des Hatchabstandes bei gleicher Anzahl an Scanvektoren die Breite

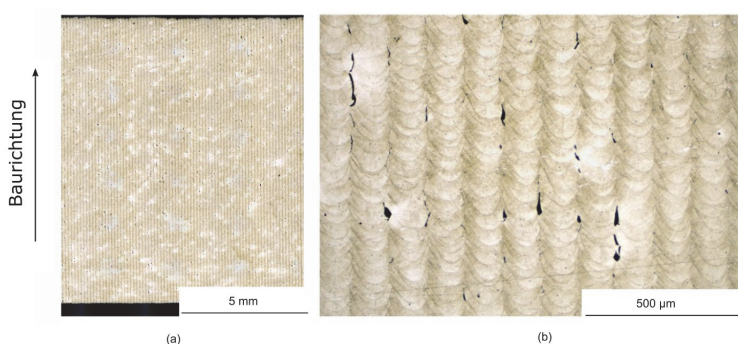


Abb. 6.5: Geätzter Schliff des mittels Doppellaser-Belichtungsstrategie hergestellten Probewürfels in der (a) Gesamtaufnahme und der (b) Detailansicht mit erkennbarer Porenbildung durch den zu geringen seitlichen Überlapp der Schmelzbahnen

des Probekörpers von vorher 10 mm auf etwa 7 mm reduziert. Die Porosität an den Schmelzbadrändern ist wie erwartet stark gesunken und mit einer Materialdichte von etwa 99,85 % liegt bezüglich der resultierenden Materialstruktur eine mit den Ergebnissen aus Abschnitt 5.3 vergleichbare Ausgangssituation auf Basis einer konventionellen Belichtungsstrategie vor. Weiterhin sind keine systematischen Auffälligkeiten bei der Schmelzbadstruktur zu erkennen, welche eine weitere Anpassung der Belichtungsstrategie notwendig erscheinen lassen.

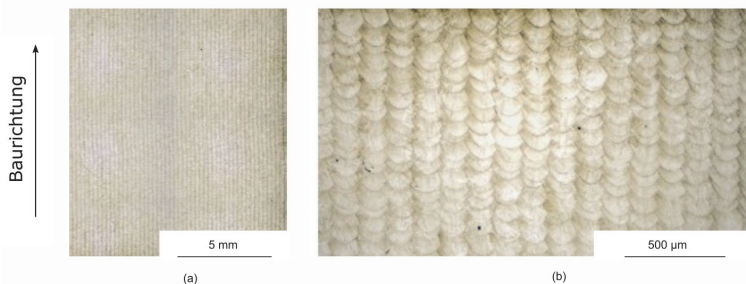


Abb. 6.6: Geätzter Schliff des mit reduziertem Hatchabstand hergestellten Probewürfels in der (a) Gesamtaufnahme und der (b) Detailansicht ohne erkennbare Defekte

Nachdem durch die Anpassungen an Hatchabstand und Schichtstärke zielführen-

de Prozessparameter für den Einzellaser-Modus abgeleitet werden konnten, ist nun ein geeignetes Parameterfenster für die Versuchsreihen im Doppellaser- und Remelting-Modus in Verbindung mit der Doppellaser-Belichtungsstrategie festzulegen. Dabei sind zunächst die Parameter der Laserleistung  $P_{L,2}$  und Fokusslage  $f_2$  von L2 zu betrachten. Nach der in Abbildung 6.7 erweiterten schematischen Konzeptionierung, sollen die durch L2 verursachten Schmelzbäder in der darauffolgenden Schicht vollständig wiederaufgeschmolzen werden. Die von L1 erzeugte Schmelzbadtiefe  $d_{S,1}$  von ca.  $88 \mu\text{m}$  abzüglich der Schichtdicke  $h_s$  mit  $40 \mu\text{m}$  führt damit zu einer maximalen Schmelzbadtiefe  $d_{S,2}$  von etwa  $48 \mu\text{m}$ . Anhand der Ergebnisse aus Abschnitt 5.2 werden zwei geeignete Parameterkombinationen abhängig von Laserleistung und Fokusslage identifiziert, welche in Verbindung mit der Scangeschwindigkeit von  $800 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$  diese Anforderung erfüllen. Mit einer Schmelzbadtiefe  $d_{S,2}$  von ca.  $46 \mu\text{m}$  kann die Parameterkombination  $f_2$  mit  $0 \text{ mm}$  und  $P_{L,2}$  von  $125 \text{ W}$  identifiziert werden. Bei einer maximale Defokussierung  $f_2$  von  $-8 \text{ mm}$  ist in Verbindung mit  $P_{L,2}$  von  $200 \text{ W}$  eine Schmelzbadtiefe  $d_{S,2}$  von ca.  $47 \mu\text{m}$  zu erwarten.

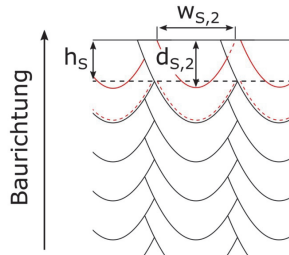


Abb. 6.7: Schematische Darstellung der Auswirkungen der Doppellaser-Belichtungsstrategie auf die resultierende Schmelzbadstruktur

Nach den vorausgegangenen Herleitungen der zielführenden Prozessparameter ist für die nachfolgende Versuchsreihe noch ein geeigneter Wertebereich für den Parameter des Laserversatz  $\Delta_{L1,L2}$  zwischen L1 und L2, speziell im Hinblick auf den Doppellaser-Modus, zu bestimmen. Anhand von experimentell ermittelten Ergebnissen in [120] mit dem Nickelbasiswerkstoff 2.4856 und einem vergleichbaren Parameterfenster ist eine Schmelzbadlänge entlang des Belichtungsvektors von mindestens  $0,8 \text{ mm}$  zu erwarten. Da der nachfolgende Laser erst im Anschluss an die vollständige Erstarrung das Material wiederaufschmelzen soll, um die thermischen Gradienten zu beeinflussen und eine in situ Wärmebehandlung durchzuführen, wird der Laserversatz von  $1 \text{ mm}$  zwischen L1 und L2 als untere

Grenze gewählt. Die Obergrenze wird mit 5 mm auf die halbe Länge der Scanvektoren festgelegt. Bei einem höheren Laserversatz würde das Risiko bestehen, dass der durch L2 eingebrachte Energieeintrag die Schmelzprozesse von L1 thermisch oder durch den entstehenden Schmauch beeinflusst und somit keine isolierte Betrachtung der zu untersuchenden Parameter möglich wäre.

## 6.2.2 Versuchsplanung, Versuchsdurchführung und Auswertung

Für die Versuchsplanung sind die zuvor ermittelten Parameter mit zugehörigen Wertebereichen für L2 in Tabelle 6.2 zusammengetragen. Damit sollen sich mögliche Effekte durch die Beeinflussung der thermischen Historie in Verbindung mit der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie ermitteln lassen. Als Referenz dient zunächst der Einzellaser-Modus (SL), bei welchem L2 inaktiv geschaltet ist. Die Parameterkombinationen DL-125 und DL-200 im Doppellaser-Modus stellen den Großteil des Versuchsumfanges dar, wodurch speziell der Einfluss des Laserversatzes  $\Delta_{L1,L2}$  ermittelt werden soll. Die beiden Parameter DLR-125 und DLR-200 im Remelting-Modus stellen eine weitere Referenz zu bereits existierenden Belichtungsstrategien dar, da hierbei die gleiche Energiemenge wie im Doppellaser-Modus eingebracht wird, sich jedoch durch die größere Verzögerung zwischen den beiden Schmelzprozessen die thermische Historie signifikant vom Doppellaser-Modus unterscheidet. Der Laserversatz von 2.400 mm entspricht bei einer Scangeschwindigkeit von  $800 \frac{mm}{s}$  einer zeitlichen Verzögerung von 3 s, welche in der CSV-Datei implementiert wird. Diese Verzögerung reicht aus, um mit L1 den ganzen Probewürfel zu belichten, bevor die nachfolgenden Schmelzprozesse von L2 einsetzen und somit eine Beeinflussung durch die entstehenden, metallischen Verdampfungen weitestgehend ausgeschlossen werden kann.

Tab. 6.2: Parameter und zugehörige Wertebereiche für die Versuchsreihe zur Doppellaser-Belichtungsstrategie

Abkürzung	Belichtungsmodus	$P_{L,2}$ [W]	$f_2$ [mm]	$\Delta_{L1,L2}$ [mm]
SL	Einzellaser	-	-	-
DL-125	Doppellaser	125	0	1, 1,5, 2, 2,5, 3, 4, 5
DL-200	Doppellaser	200	-8	1, 1,5, 2, 2,5, 3, 4, 5
DLR-125	Remelting	125	0	2.400
DLR-200	Remelting	125	-8	2.400

Die Herstellung der Probekörper für die Versuchsreihe erfolgt mit der Anordnung und Belichtungsreihenfolge nach Abbildung 6.8. Es wurde darauf geachtet, dass bis zu 10 Probekörper parallel auf einer Bauplatte gefertigt werden können und dass durch Orientierung und Ausrichtung eine Beeinflussung untereinander, beispielsweise durch den entstehenden Schmauch während der Prozessierung, möglichst reduziert wird. Durch die versetzte Anordnung in zwei Reihen soll zudem der Einfluss möglicher Beschädigungen der Beschichterlippe auf die umliegenden Bauteile vermieden werden. Die zentrale Anordnung der Probekörper innerhalb der quadratischen Bauraumverkleinerung mit einer Kantenlänge von 100 mm soll der Strahlaufweitung entgegenwirken.

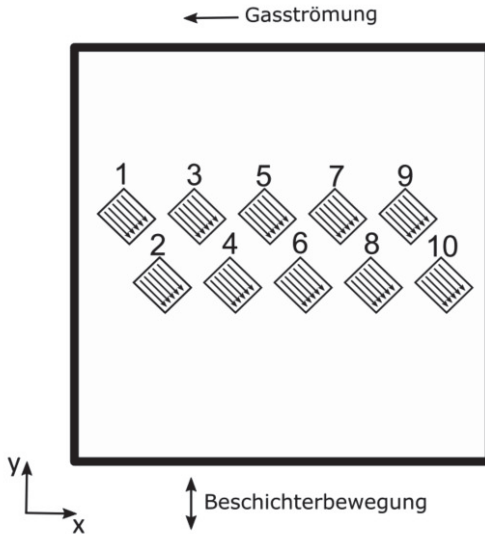


Abb. 6.8: Anordnung und Belichtungsreihenfolge für die Herstellung von bis zu 10 Probekörper zur Versuchsreihe der Doppellaser-Belichtungsstrategie

Zusätzlich zu der in Tabelle 6.2 aufgelisteten Parametervariationen sind die weiteren für den LPBF-Prozess relevanten Parameter für die nachfolgenden Versuchsreihen in Tabelle 6.3 dargestellt. Die minimale Belichtungszeit  $t_{exp}$  von 30 s ist ausreichend, damit in dieser Zeit alle Probekörper belichtet werden können und damit auch bei einer Parametervariation eine konstante Wartezeit zwischen den einzelnen Schichten vorliegt. Die Bauplattenheizung bleibt deaktiviert, um die Versuche zunächst getrennt von einer weiteren Temperaturbeeinflussung durchzu-

führen. Die Temperatur der Bauplatte liegt zum Start des Baujobs damit entgegen der initialen Qualifizierung in Kapitel 5 nur bei etwa 30 °C.

Tab. 6.3: Allgemeine Prozessparameter für die Herstellung der Probekörper für die Versuchsreihe der Doppellaser-Belichtungsstrategie

Parameter	Wertebereich
$v_S$ [ $\frac{mm}{s}$ ]	800
$d_H$ [ $mm$ ]	0,12
$h_S$ [ $\mu m$ ]	40
$t_{exp}$ [s]	30
$T_V$ [°C]	30
$v_G$ [ $\frac{m}{s}$ ]	12

Eine visuelle Begutachtung der Probekörper nach der LPBF-Prozessierung zeigt, wie beispielhaft in Abbildung 6.9 zu sehen, dass die Oberfläche je nach gewähltem Parametersatz und Belichtungsmodus deutliche Unterschiede in Abhängigkeit der verschiedenen Belichtungsmodi und Prozessparameter aufweist. Während die im Einzellaser-Modus hergestellten Proben durch eine gleichmäßige Oberflächenstruktur erkennbar sind, lässt sich bei den im Remelting- und Doppellaser-Modus hergestellten Proben eine aus den Belichtungsvektoren resultierende, wellenförmige Oberflächenstruktur erkennen. Je geringer der Versatz zwischen den beiden Lasern und je höher die eingebrachte Laserenergie, desto mehr treten die oberflächlichen Aufwerfungen hervor. Hierbei ist speziell an der über den DL-200 Parametersatz mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 1 mm hergestellten Probe die stark beeinflusste Oberflächenstruktur zu erkennen. Zudem ist an der Eintrittskante der Belichtungsvektoren über die gesamte Parametervariation hinweg eine Erhebung zu erkennen, welche bei stärkerer Ausprägung zu Beschichtungs- und Prozessfehlern führen kann.



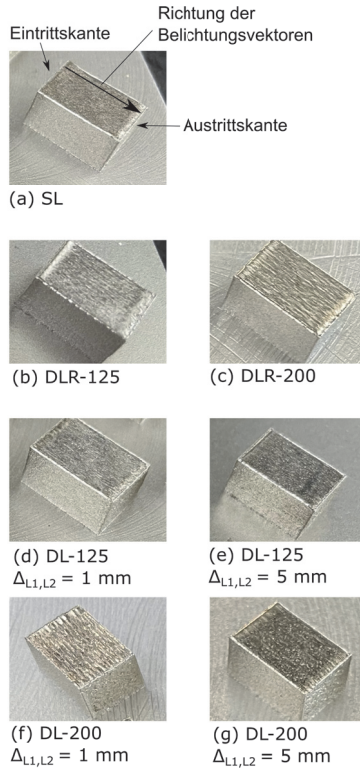


Abb. 6.9: Fotoaufnahmen zur Darstellung der vom Belichtungsmodus und Laser-ersatz abhängigen Oberflächenqualität der Probekörper für (a) SL, (b) DLR-125, (c) DLR-200, (d) DL-125 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 1 mm, (e) DL-125 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 5 mm, (f) DL-200 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 1 mm und (g) DL-200 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 5 mm

Die Proben wurden gemäß Abbildung 6.4 präpariert, um das abhängig von Belichtungsmodus und Prozessparametern entstandene Materialgefüge bewerten zu können. Hierfür wurden etwa 2 mm des Materials abgetragen und mittels Schleifen und Polieren die Probenfläche für die weitere Auswertung vorbereitet. In Abbildung 6.10 sind zunächst auszugsweise die Schlibfbilder der Eckpunkte des Versuchsplans zur Auswertung der resultierenden Materialdichte dargestellt. Wie bereits in den Vorversuchen ermittelt, ergibt sich beim Einzellaser-Modus

als Referenz eine gute Materialdichte ohne auffällige Risse und mit nur wenigen sowie gleichmäßig verteilten Gasporen innerhalb der gesamten Probenfläche. Im Remelting-Modus ist für die beiden untersuchten Parametersätze im Vergleich zum Einzellaser-Modus eine ähnliche Materialdichte und Porosität zu beobachten. Für die beiden Parametersätze im Doppellaser-Modus DL-125 und DL-200 sind die Schlißbilder jeweils für den Laserversatz von 1 mm und 5 mm abgebildet. Während bei den untersuchten DL-125 Parametern im Vergleich mit dem Einzellaser- und Remelting-Modus zwar eine höhere Anzahl und stärkere Ausprägung der Defekte in den Schlißbildern zu erkennen ist, scheint darüber hinaus nur eine geringe Abhängigkeit vom verwendeten Laserversatz vorzuliegen. Die entstandenen Poren weichen stärker von der sphärischen Ausprägung ab und es können teilweise kleinere Risse in der Materialstruktur identifiziert werden. Bei den DL-200 Parametern mit einem Laserversatz von 1 mm erkennt man eine starke Zunahme der Defekte innerhalb der Schliße ebene und eine signifikante Reduzierung der resultierenden Materialdichte. Die Defekte liegen in Form von asphärischen Poren mit einer Größe von bis zu 200  $\mu\text{m}$  vor. Auffällig ist hierbei auch die wellenförmige Strukturierung der zuletzt belichteten Schicht, welche bereits bei der visuellen Begutachtung der Probekörper in Abbildung 6.9 ermittelt werden konnte. Für den maximalen Laserversatz von 5 mm ist jedoch auch für den DL-200 Parametersatz wiederum eine sehr hohe Materialdichte und unauffällige Oberflächenstruktur zu beobachten.

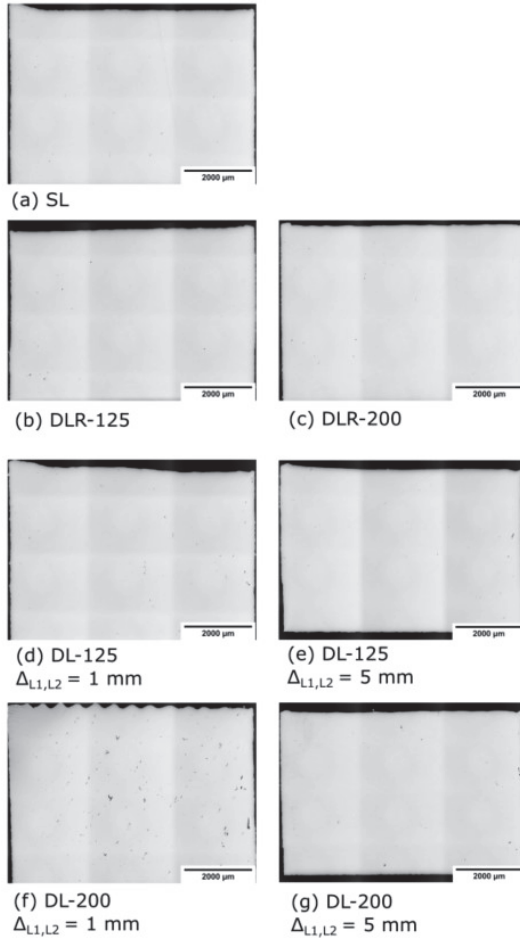


Abb. 6.10: Resultierende Schliffbilder zur Ermittlung der Materialdichte für die Prozessparameter (a) SL, (b) DLR-125, (c) DLR-200, (d) DL-125 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 1 mm, (e) DL-125 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 5 mm, (f) DL-200 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 1 mm und (g) DL-200 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 5 mm

Die grafische Zusammenfassung der Ergebnisse aus den Untersuchungen zur Ermittlung des Einflusses von Belichtungsmodus und Prozessparametern auf die Materialdichte für die Doppellaser-Belichtungsstrategie ist in Abbildung 6.11 darge-

stellt. Es ist erkennbar, dass die Ergebnisse aus dem Einzellaser-, wie auch aus dem Remelting-Modus mit einer ermittelten Materialdichte von über 99,9 % trotz der modifizierten und über alle Schichten hinweg gleichförmigen Belichtungsstrategie vergleichbar zu den Resultaten aus Abschnitt 5.3 sind. Im Doppellaser-Modus hingegen ist eine Abhängigkeit der Materialdichte vom Laserversatz festzustellen. Während beim Parametersatz DL-125 selbst bei 1 mm Laserversatz noch eine Materialdichte von etwa 99,90 % ermittelt wurde, ergibt sich mit Parametersatz DL-200 W bei gleichem Versatz eine Materialdichte von nur etwa 99,70%. Bereits bei einer kleinen Erhöhung des Laserversatzes auf etwa 1,5 mm erreicht man jedoch auch mit diesem Parameter eine Materialdichte von mehr als 99,80 % und bei einem Laserversatz ab 4 mm sogar über 99,90 %.

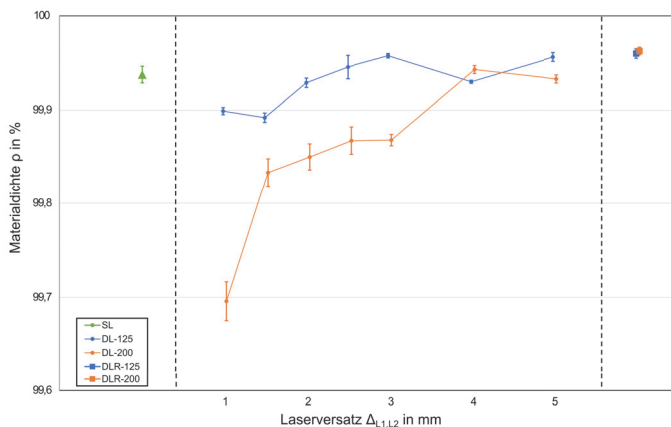


Abb. 6.11: Graphische Darstellung der resultierenden Materialdichte, abhängig von den untersuchten Parametern für die Doppellaser-Belichtungsstrategie

Für die Aufnahmen in Abbildung 6.12 wurden die zuvor angefertigten Schiffe geätzt und Detailaufnahmen an einer zentralen Position im oberen Bereich der Probe angefertigt. Zielsetzung hierbei ist, die parameterabhängigen Auswirkungen auf die resultierende Schmelzbadstruktur zu ermitteln. Mithilfe der Referenzprobe, welche im Einzellaser-Modus hergestellt wurde, kann das Resultat aus der gleichförmigen Belichtungsstrategie charakterisiert werden. In der obersten Schicht sind die von links nach rechts entstandenen Schmelzbahnen im Querschnitt zu sehen. In den darunterliegenden Schichten sind durch das nachfolgende Wiederaufschmelzen nur noch die Täler der Schmelzbäder in einem vertikalen

Abstand von etwa 40  $\mu\text{m}$  zueinander entsprechend der Schichtdicke zu erkennen. Diese gleichförmige Schmelzbadstruktur in den tieferliegenden Schichten liegt auch bei den im Remelting-Modus erzeugten Proben vor, obwohl in der obersten Schicht das zweite, durch L2 erzeugte Schmelzbad eindeutig zu identifizieren ist. Dieses im Vergleich kleinere Schmelzbad und die damit direkt beeinflusste Gefügestruktur wird jedoch, wie zu Beginn des Kapitels hergeleitet, jeweils in der darauffolgenden Schicht durch L1 wiederaufgeschmolzen und verbleibt somit nicht im resultierenden Werkstoffgefüge des Bauteils. Ein ähnliches Bild ergibt sich auch bei den dargestellten Proben, welche im Doppellaser-Modus erzeugt wurden. Hierbei ist zu beobachten, dass entsprechend der vorherigen Herleitung, der Laserversatz von 1 mm genügt, um mithilfe von L2 ein Wiederaufschmelzen der bereits erstarrten Materialstruktur zu ermöglichen. Während sich bei dem Parameter DL-125 sowohl für den Laserversatz von 1 mm als auch 5 mm eine gleichförmige Materialstruktur über die gesamte Aufnahme darstellt, zeigt sich speziell bei dem Ergebnis aus DL-200 mit 1 mm Laserversatz die Auswirkung der wellenförmigen Oberflächenstruktur auch durch eine ungleichmäßige Schmelzbadstruktur in den tieferliegenden Schichten. Beim Parameter DL-200 mit 5 mm Laserversatz hingegen ist im Vergleich zu den Ergebnissen von DL-125 zwar ein deutlicher Unterschied hinsichtlich der von L2 verursachten Schmelzbadstruktur innerhalb der obersten Schicht zu erkennen, aber in den darunterliegenden Schichten dominiert, wie erwartet, die von L1 erzeugte Gefügestruktur.

Zusammenfassend kann bei Betrachtung der geätzten Schlifffbilder aus den Eckpunkten der Versuchsplanung, mit Ausnahme des Parameters DL-200 mit einem Laserversatz von 1 mm, eine optisch vergleichbare Schmelzbadstruktur in den tieferliegenden Schichten beobachtet werden.

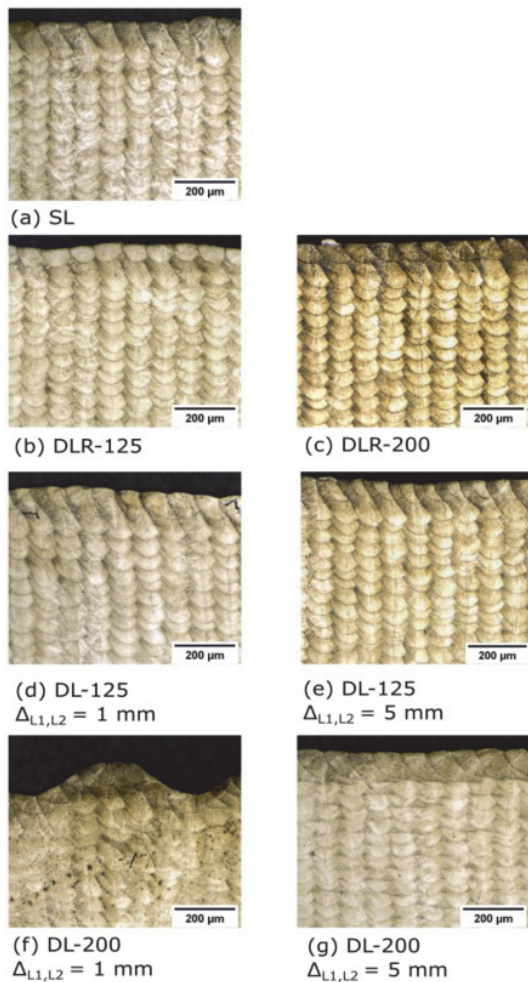


Abb. 6.12: Geätzte Schliffbilder zur Analyse der resultierenden Gefügestruktur für die Prozessparameter (a) SL, (b) DLR-125, (c) DLR-200, (d) DL-125 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 1 mm, (e) DL-125 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 5 mm, (f) DL-200 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 1 mm und (g) DL-200 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 5 mm

Auf Basis der geätzten Schliffbilder wird eine Auswertung der resultierenden

Schmelzbadabmessungen innerhalb der obersten Schicht vorgenommen, um eine eventuelle Beeinflussung durch die Belichtungsmodi sowie die variierten Prozessparameter zu identifizieren und einen Vergleich zu den Ergebnissen aus Abschnitt 5.2 herzustellen. In Abbildung 6.13 ist das Vorgehen schematisch an einem Schlibbild des Parameters DL-125 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 5 mm aufgezeigt. Dabei soll die Breite  $w_S$  und Tiefe  $d_S$  für die von L1 sowie L2 erzeugten Schmelzbäder an 9 Stellen innerhalb der obersten Schicht durch die Spiegelung an der Symmetrieebene ermittelt werden.

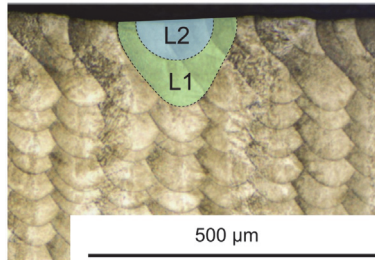


Abb. 6.13: Beispielhafte Darstellung des geätzten Schlibbildes von Parametersatz DL-125 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 5 mm zur Ermittlung der von L1 sowie L2 erzeugten Schmelzbadabmessungen

In Tabelle 6.4 sind die resultierenden Schmelzbadabmessungen dargestellt. Wie auch in Abbildung 6.12 zu erkennen, ist eine reproduzierbare Messung der mit dem Parametersatz DL-200 und  $\Delta_{L1,L2}$  von 1 mm erzeugten Schmelzbäder aufgrund der wellenförmigen Oberfläche nicht möglich. Beim gleichen Parametersatz mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 5 mm sowie bei DLR-200 kann die von L1 erzeugte Schmelzbadbreite  $w_{S,1}$  nicht gemessen werden, da diese im oberen Bereich durch das von L2 verursachten Schmelzbad wiederaufgeschmolzen wird. Bei einer detaillierten Betrachtung der von L1 erzeugten Schmelzbadabmessungen ist zu erkennen, dass im Vergleich zum Parametersatz SL speziell der Doppellaser-Modus zu einer Vergrößerung der resultierenden Schmelzbadabmessungen führt. Im Vergleich zu den in Abschnitt 5.2 auf Basis des Standardparametersatzes ermittelten Schmelzbadabmessungen mit  $w_{S,1}$  von 120 µm und  $d_{S,1}$  von 88 µm ist eine Vergrößerung festzustellen. Bei den von L2 verursachten Schmelzbädern ist zu erkennen, dass mit einem zunehmenden Versatz zu dem von L2 initiierten Schmelzprozess die resultierenden Schmelzbadabmessungen  $w_{S,2}$  und  $d_{S,2}$  signifikant abnehmen. Dabei ist die versuchsbedingte Variation der Laserleistung und Fokusslage bei dem Vergleich der Ergebnisse zu beachten.

Tab. 6.4: Resultierende Abmessungen der von L1 und L2 verursachten Schmelzbäder in Abhängigkeit vom gewählten Belichtungsmodus und den Prozessparametern

Parametersatz	$\Delta_{L1,L2}$ [mm]	$w_{S,1}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{S,1}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$w_{S,2}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{S,2}$ [ $\mu\text{m}$ ]
SL	-	150 $\pm$ 9	147 $\pm$ 10	-	-
DL-125	1	181 $\pm$ 14	162 $\pm$ 5	118 $\pm$ 8	78 $\pm$ 8
DL-125	5	159 $\pm$ 13	158 $\pm$ 9	101 $\pm$ 11	73 $\pm$ 5
DL-200	1	-	-	-	-
DL-200	5	-	157 $\pm$ 8	172 $\pm$ 16	84 $\pm$ 6
DLR-125	2.400	161 $\pm$ 9	144 $\pm$ 8	98 $\pm$ 6	58 $\pm$ 3
DLR-200	2.400	-	151 $\pm$ 7	140 $\pm$ 8	66 $\pm$ 4

Um den Einfluss der Belichtungsmodi und Prozessparameter auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften zu ermitteln, werden entsprechend der Darstellung in Abbildung 6.14 Messungen der Mikrohärtigkeit vorgenommen. Dabei wird möglichst zentral innerhalb eines der resultierenden Schmelzbäder nahe der Oberfläche gestartet, um anschließend Härteeindrücke an jedem zweiten Schmelzbad mit einem Abstand von etwa 80  $\mu\text{m}$  entgegen der Baurichtung einzubringen und auszuwerten. Dieser Abstand wurde gewählt, um eine Beeinflussung der Härtemessungen untereinander zu vermeiden. Eine beispielhafte Auswertung der mittels Parametersatz SL hergestellten Probe zeigt in Abbildung 6.15 die Vorgehensweise und das Resultat einer solchen Messreihe. Über die ausgewertete Länge von ca. 5 mm wurden etwa 60 Messwerte ermittelt. Es ist zu erkennen, wie die Mikrohärtigkeit ausgehend von der Deckfläche bis zu einer Tiefe von etwa 0,5 mm von 365 HV<sub>0,1</sub> auf 440 HV<sub>0,1</sub> zunimmt und anschließend mit etwa 10 HV<sub>0,1</sub> um den Mittelwert von 440 HV<sub>0,1</sub> streut. Um die Auswirkungen des reduzierten Mikrohärtigkeitsniveaus nahe der Deckfläche auf das Gesamtergebnis auszuschließen, werden bei allen nachfolgenden Messreihen nur die Härteergebnisse ab einer Tiefe von 0,5 mm berücksichtigt.



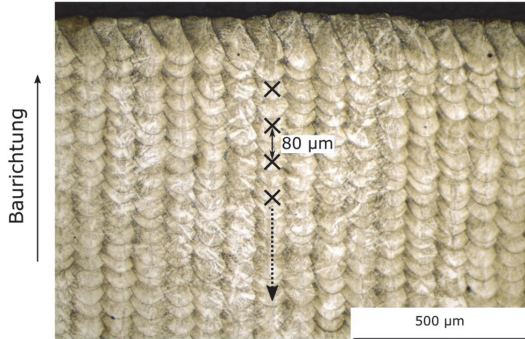


Abb. 6.14: Darstellung der Vorgehensweise zur Bestimmung des Mikrohärteverlaufes entgegengesetzt zur Baurichtung des Probekörpers

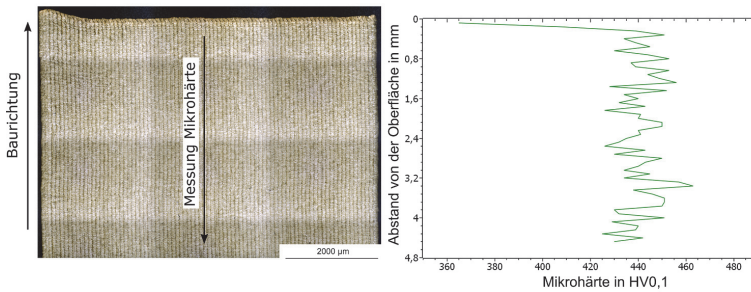


Abb. 6.15: Geätztes Schlibfbild der mittels Parametersatz SL hergestellten Probe (links) und dem daraus resultierenden vertikalen Mikrohärteverlauf (rechts)

In Abbildung 6.16 sind die vollständigen Ergebnisse der Versuchsreihe zur Bestimmung der Mikrohärte in Verbindung mit den verschiedenen Belichtungsmodi und Prozessparametern aufgetragen. Ausgehend von der mittels Parametersatz SL hergestellten Referenzprobe mit einer Härte von etwa 441 HV0,1 ist zu erkennen, dass alle Parameterkombinationen im Doppellaser-Modus zu einer Härtesteigerung führen, während die im Remelting-Modus erzeugten Proben ein reduziertes Mikrohärteniveau aufweisen. Detaillierter betrachtet fällt im direkten Vergleich zudem die höhere Mikrohärte der DL-200 Proben gegenüber den DL-125 Proben auf. Während das Mikrohärteniveau bei den DL-200 Proben über den Laserversatz

von 1 mm bis 5 mm hinweg auf einem vergleichbaren Niveau verbleibt, scheint sich die Mikrohärtigkeit für die DL-125 Proben bei steigendem Laserversatz auf das Niveau der SL Probe zu reduzieren.

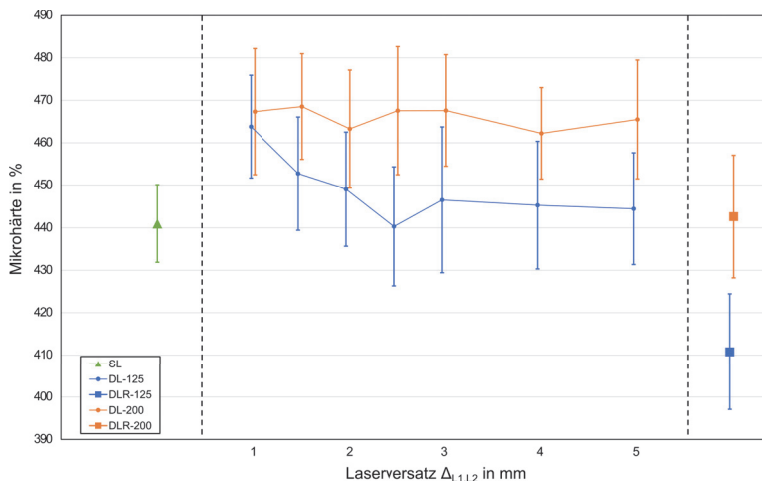


Abb. 6.16: Ergebnisse der Mikrohärtigkeitsevaluierung zur Versuchsreihe der Doppellaser-Belichtungsstrategie für die verschiedenen Belichtungsmodi sowie in Abhängigkeit vom Parameter des Laserversatzes

Ausgehend von den ermittelten Ergebnissen ergibt sich mit dem Parametersatz DL-200 in Verbindung mit dem Laserversatz von 5 mm eine geeignete Wahl zur Steigerung der Härte. Bei einem geringeren Laserversatz ist zunächst keine signifikante Reduzierung des Härteniveaus, hingegen eine Zunahme der Porosität zu erkennen. Die damit einhergehenden Oberflächendefekte an den Probekörpern beeinflussen den Beschichtungsprozess und damit auch die Prozessfähigkeit negativ. Bei einer Erweiterung des Laserversatzes über 5 mm hinaus ist bei den gewählten Versuchsbedingungen von einer zunehmenden Beeinflussung des Schmelzprozesses von L1 durch L2 auszugehen. Weiterhin ist jedoch auch bei dem für eine hohe Mikrohärtigkeit gewählten Parametersatz DL-200 mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 5 mm zu beobachten, dass sich bei zunehmender Bauhöhe über 5 mm hinaus die Ausprägung von oberflächlichen Aufwerfungen, wie in Abbildung 6.17 zu sehen, nicht vermeiden lässt. Mit dem Ziel diese Defekte durch einen verringerten Energieeintrag zu reduzieren, wurden weitere Probekörper mit  $\Delta_{L1,L2}$  von 5 mm und  $f_2$  von -8 mm hergestellt. Die Laserleistung wird dabei auf 190 W sowie 180 W festgelegt. In

Tabelle 6.5 ist zu erkennen, dass der geringere Energieeintrag, speziell bei dem Parametersatz DL-190<sub>5</sub>, zu einer weiteren Härtesteigerung führt. Mit etwa 482 HV liegt das erreichbare Härteniveau dabei höher als in den as-built Proben mit ca. 326 HV aus Kapitel 5, jedoch gleichermaßen nicht im Bereich der wärmebehandelten Proben mit mehr als 675 HV. Bei einer Betrachtung des resultierenden Werkstoffgefüges in Abbildung 6.18 kann zusätzlich als positiver Nebeneffekt hervorgehoben werden, dass durch die geringere Laserleistung  $P_{L,2}$  keine von L2 aufgeschmolzenen Volumenbereiche unterhalb der Deckschicht entstehen. Jedoch können auch durch diese Anpassungen im Parametersatz die Ausprägungen von oberflächlichen Aufwerfungen bei zunehmender Bauhöhe nicht in hinreichendem Maße eliminiert werden.

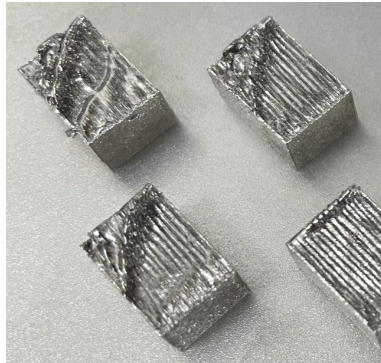


Abb. 6.17: Oberflächliche Aufwerfungen der mittels DL-200 Parameter hergestellter Probekörper bei zunehmender Bauhöhe über 5 mm hinaus

Tab. 6.5: Variation der Laserleistung im Doppellaser-Belichtungsmodus zur Ermittlung der daraus resultierenden Mikrohärt

Abkürzung	$P_{L,2}$ [W]	$f_2$ [mm]	$\Delta_{L1,L2}$ [mm]	Mikrohärt [HV0,1]
DL-200 <sub>5</sub>	200	-8	5	466 ±14
DL-190 <sub>5</sub>	190	-8	5	482 ±15
DL-180 <sub>5</sub>	180	-8	5	457 ±16

Eine weitere Möglichkeit zur Reduzierung der lokal eingebrachten Wärmemenge und der damit verbundenen Oberflächendefekte bei zunehmender Bauhöhe könnte sich durch eine weitere Modifizierung der Doppellaser-Belichtungsstrategie ergeben. Anstatt angrenzende Vektoren direkt nacheinander zu belichten und

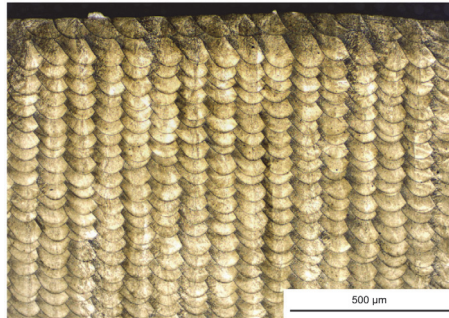


Abb. 6.18: Resultierende Schmelzbadstruktur des mit dem Parametersatz DL-190<sub>5</sub> hergestellten Probekörpers

damit eine direkte thermische Beeinflussung zuzulassen, sollen durch das Überspringen von Belichtungsvektoren lokale Temperaturüberhöhungen vermieden werden. Wie in Abbildung 6.19 dargestellt, wird dafür die Belichtungsreihenfolge dahingehend verändert, dass benachbarte Vektoren nicht direkt nacheinander belichtet werden. Im zweiten Durchgang werden anschließend die zuvor ausgelassenen Vektoren entsprechend der gewählten Parametersätze belichtet. Daraus könnte sich der Vorteil ergeben, dass vergleichbare thermische Gradienten und die bereits ermittelten Effekte zur parameterabhängigen Modifizierung der Härte beibehalten werden, jedoch gleichzeitig durch die Neigung zu Ausprägung von Defekten bei ansteigendem Volumen reduziert wird.

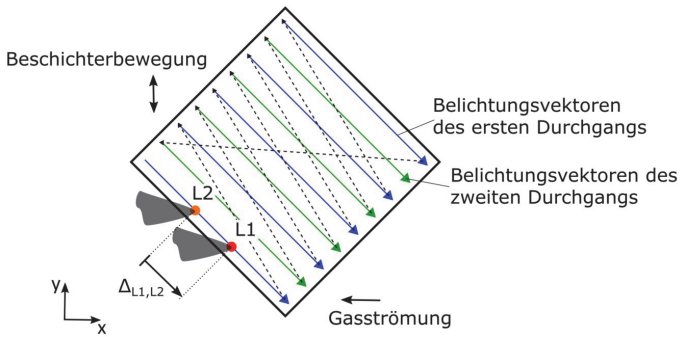


Abb. 6.19: Schematische Darstellung der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie mit zweistufiger Belichtung durch das Überspringen von Vektoren

Wie in Abbildung 6.20 zu sehen, konnte durch die Anpassung der Belichtungsstrategie mit dem Überspringen von Vektoren das Ziel der erhöhten Prozessstabilität und Reduzierung von Oberflächendefekten erreicht werden. Es ist im direkten Vergleich zu der ursprünglichen Doppellaser-Belichtungsstrategie eine homogenere Oberflächenstruktur bei sonst identischen Randbedingungen und Prozessparametern zu erkennen. Die geringeren Aufwerfungen speziell an der Eintrittskante der Belichtungsvektoren scheint zu einer verbesserten Prozessstabilität zu führen, durch welche sich negative Effekte auf die Beschichtungsprozesse und das Risiko daraus resultierender Prozessfehler reduzieren lassen.

In Tabelle 6.6 sind die Ergebnisse der Mikrohärtemessungen für die verschiedenen Parametersätze bei zweistufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass sich durch das zweistufige Belichten mit dem Überspringen von Vektoren das ermittelte Mikrohärtenniveau bei allen Parametern signifikant verändert. Speziell beim Parametersatz DL-190<sub>5</sub>, welcher nach einstufiger Belichtung mit etwa 482 HV<sub>0,1</sub> die höchste Mikrohärtigkeit aufgewiesen hat, hat sich das Mikrohärtenniveau um etwa 37 HV<sub>0,1</sub> reduziert. Weiterhin sind jedoch auch bei den zweistufig hergestellten Probekörpern die bereits zuvor ermittelten Effekte der Mikrohärtesteigerung im Vergleich zum Einzellaser-Modus festzustellen.

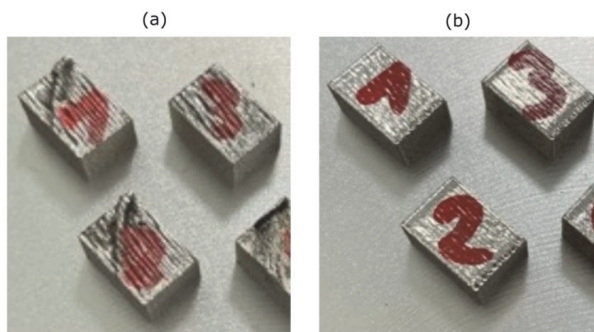


Abb. 6.20: Fotoaufnahmen der mittels Doppellaser-Belichtungsstrategie in (a) einem Belichtungsdurchgang und (b) zwei Belichtungsdurchgängen mit identischen Parametern erzeugten Probekörpern zur Begutachtung der daraus resultierenden Oberflächenstruktur

Tab. 6.6: Resultierende Mikrohärtigkeit für verschiedene Parametersätze bei zweistufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie

Parameter	Mikrohärtigkeit [HV <sub>0,1</sub> ]
SL	426 ± 8
DL-190 <sub>5</sub>	445 ± 17
DL-200 <sub>5</sub>	444 ± 16

## 6.3 Diskussion

### 6.3.1 Umsetzung der Doppellaser-Belichtungsstrategie

Die Herleitung und Umsetzung einer Doppellaser-Belichtungsstrategie zeigt, dass die synchronisierte Verwendung von zwei Strahlquellen im LPBF-Prozess analog zu [48] und [50] auch in industriellen Fertigungssystemen mit prozesstechnischen Einschränkungen umsetzbar ist. Ergänzend zu den bereits in der Literatur hinreichend untersuchten Belichtungsmodi wird der Doppellaser-Modus neu definiert, um das damit einhergehende technische Potenzial zu ermitteln. Dabei erfolgt der Energieeintrag von L2 mit einem konstanten Versatz nach dem von L1 verursachten Schmelzprozess. Durch die Auswahl von zwei geeigneten Parametersätzen mit 125 W und 200 W Laserleistung soll dabei sichergestellt werden, dass die

resultierende Gefügestruktur von L1 erzeugt wird und L2 nur lokal die thermische Historie verändert.

Die initialen Parameterstudien zur Identifizierung einer gemeinsamen Belichtungsstrategie für alle drei zu untersuchenden Belichtungsmodi führten zur Erkenntnis, dass durch die Verwendung einer gleichförmigen und sich schichtweise wiederholenden Streifenbelichtung Anpassungen am Hatchabstand notwendig sind, um ein dichtes Bauteilgefüge zu erzeugen. Die seitliche Überlappung zwischen den einzelnen Schmelzbädern wurde erhöht, da durch die gleichförmige Belichtungsstrategie kein Wiederaufschmelzen der an den Schmelzbadrändern entstandenen Poren in den nachfolgenden Schichten möglich ist. Bei einer schichtweisen Rotation der Belichtungsstrategie, wie es bei industriellen LPBF-Prozessen üblich ist, treten durch das Wiederaufschmelzen in eine Tiefe von zwei bis drei Schichten die gezeigten Fehlerbilder nicht auf.

### 6.3.2 Einfluss auf die Materialdichte

Die Ergebnisse der Parameterstudie mit den verschiedenen Belichtungsmodi zeigen bei Betrachtung der Schlibbilder aus Abbildung 6.10 zunächst, dass die prinzipielle Prozessfähigkeit für die Herstellung von rechteckigen Probekörpern im Rahmen der vorab definierten Parameterfenster gegeben ist. Eine der wesentlichen Herausforderungen für die Prozessstabilität liegt jedoch speziell für die untersuchten DL-200 Parameter vor. Je geringer der Laserversatz gewählt wurde, desto mehr prägen sich an der Oberfläche, insbesondere an der Eintrittskante der Belichtungsvektoren, Defekte in Form von Aufwerfungen aus. Diese sind wahrscheinlich auf den vergleichsweise hohen Energieeintrag in einem kurzen Zeitintervall zurückzuführen. Die Ergebnisse von [120] legen nahe, dass bei einem Laserversatz von 1 mm vor dem Energieeintrag von L2 immer noch eine Temperatur über 550 °C im Bereich des Schmelzbades vorliegt. Durch den zusätzlichen Energieeintrag von L2 wird innerhalb von 1,25 ms die doppelte Laserleistung im Vergleich zum SL Parameter in die Materialstruktur eingeleitet. Durch die Defokussierung von L2 auf mehr als den doppelten Fokusedurchmesser wird eine Welligkeit durch die mitige Überhöhung der Schmelzbäder an der Oberfläche erzeugt. Dazu passt auch die in Abbildung 6.9 makroskopisch erkennbare, schlechtere Oberflächenqualität der DL-200 Parameter im Vergleich zu den DL-125 Parametern. Die gleichförmige und schichtweise sich wiederholende Belichtungsstrategie führt zu einer lokal

variierenden Einkopplung der Laserenergie bei den nachfolgenden Schichten, wodurch ein sich selbstverstärkender Effekt entlang der Baurichtung resultiert. Speziell an der Eintrittskante der Scanvektoren ergibt sich, wahrscheinlich durch die geringere Wärmeabfuhr in das Metallpulver und die reduzierte Stabilität zur Aufnahme der thermisch induzierten Eigenspannungen, ein reproduzierbares Fehlerbild mit starken Aufwerfungen, welches ebenfalls durch die sich selbstverstärkenden Effekte über die Bauhöhe zunimmt. Dieses Fehlerbild führt bei starker Ausprägung zu einer Beeinträchtigung der Metallpulverbeschichtung und kann darüber hinaus zu einer Beschädigung der Beschichterlippe und damit in einem Abbruchkriterium für den LPBF-Prozess führen. Speziell die Herstellung von Probekörpern oder Bauteilen mit größerem Volumen im Zusammenhang mit den DL-200 Parametern und einem Laserversatz im Bereich von 1 mm ist somit aus Gründen der eingeschränkten Prozessstabilität nicht umsetzbar.

Bei der Betrachtung der parameterabhängigen Materialdichte über die verschiedenen Belichtungsmodi hinweg, ist im Hinblick auf die in Abbildung 6.11 dargestellten Ergebnisse zu erkennen, dass eine hohe Prozessstabilität zu einer höheren Materialdichte führt. Sobald die Instabilität im Schmelzprozess zunimmt, beispielsweise im Falle der DL-200 Parameter mit einem Laserversatz von 1 mm, resultiert daraus eine Zunahme von Defekten innerhalb der Materialstruktur. Dies ist mit der Beeinflussung des Beschichtungsprozesses sowie der lokal variierenden Einkopplung der Laserenergie zu begründen. Die Zunahme der Materialdichte bei den Parametern DLR-125 und DLR-200 im Vergleich zu dem SL Parameter ist nach [70, 121] darauf zurückzuführen, dass durch das zeitversetzte Wiederaufschmelzen eingeschlossenes Prozessgas aus Poren entweichen kann. Zudem werden Unebenheiten an der Oberfläche ausgeglichen und für die Beschichtung und Belichtung der nächsten Schicht eine gute Ausgangssituation geschaffen.

### 6.3.3 Einfluss auf die Schmelzbadstruktur

Die Ergebnisse der geätzten Schiffe in Abbildung 6.12 stellen die Auswirkungen der verschiedenen Kombinationen aus Prozessparametern und Belichtungsmodi bezüglich der resultierenden Schmelzbadstrukturen dar. Damit werden insbesondere die erwarteten Auswirkungen im Doppellaser- und Remelting-Modus im Vergleich zum Einzellaser-Modus durch die Ausprägung eines von L2 verursachten, zweiten Schmelzbades sichtbar. Dieses Ergebnis zeigt, dass entsprechend der



Herleitung des Parameterfensters für die Versuche der minimale Versatz von 1 mm in Verbindung mit der Scangeschwindigkeit von  $800 \frac{mm}{s}$  richtig gewählt wurde. In der Folge lässt sich das von L1 erzeugte und vollständig erstarrte Schmelzbad vor dem erneuten Aufschmelzen durch L2 im Mikroschliff erkennen.

Die Herstellung von Volumenkörpern führt nach den Ergebnissen aus Tabelle 6.4 zu einer Vergrößerung des Schmelzbades. Da auch im Einzellaser-Modus, ohne zusätzlichen Energieeintrag durch L2, der Effekt bereits stark ausgeprägt ist, wird die höhere Basistemperatur und die damit ansteigende Absorption der eingebrachten Laserenergie als Ursache angeführt. Im Verlauf der Bauteilherstellung entsteht im LPBF-Prozess ein thermisches Gleichgewicht, bei dem durch den Laser bei jeder Belichtung neue Energie eingebracht wird und diese über die Umgebung verschiedenartig wieder abfließt [122]. Dadurch wird der Energiebedarf des bereits erstarrten Materials zur Erreichung der schmelzflüssigen Phase herabgesetzt und das Schmelzbad wird bei gleichem Energieeintrag tiefer und breiter. In Verbindung mit der durch L2 zusätzlich eingebrachten Energie gibt es zwischen verschiedenen Belichtungsmodi und Prozessparametern einen Zusammenhang zu den resultierenden Schmelzbadimensionen. Je höher der zusätzliche Energieeintrag und je geringer der Versatz  $\Delta_{L1,L2}$  zwischen beiden Lasern, desto größer sind die entstehenden Schmelzbäder. Auch hier kann auf einen Zusammenhang mit dem daraus resultierenden Temperaturprofil geschlossen werden. Speziell der Parametersatz DL-200 führt wie erwartet durch den höheren Energieeintrag und das veränderte Strahlprofil zu einem signifikant breiteren Schmelzbad im Vergleich zum DL-125 Parametersatz. Im Hinblick auf die Ergebnisse der beiden Parameter DLR-200 und DLR-125, bei welchen durch die vergleichsweise lange Wartezeit nur noch ein geringer Temperatureinfluss zu erwarten ist, kann dieser Zusammenhang bestätigt werden.

### 6.3.4 Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften

Der in Abbildung 6.15 dargestellte, vertikale Verlauf der Resultate der Mikrohärtmessungen ist qualitativ bei allen untersuchten Parametersätzen vergleichbar. Dieser charakteristische Verlauf zeigt auf, dass erst durch den sich wiederholenden Energieeintrag über mehrere Belichtungsprozesse hinweg ein härtesteigernder Effekt innerhalb der Mikrostruktur in Gang gesetzt wird. Zunächst liegt im von L1 erzeugten Schmelzbad ein Zustand vor, welcher mit einem Lösungsglühprozess

vergleichbar ist. Nach [94] kann aus einem lösungsgeglühten Zustand heraus eine Kurzzeitalterung beim chemisch ähnlichen Werkstoff 1.6356 bereits bei Temperaturen von 350 °C und einer Haltedauer von 15 s signifikant härtesteigernde Effekte auslösen. Diese ergeben sich nicht wie bei Maraging Stählen üblich aus der Ausscheidungsbildung während einer meist mehrstündigen Wärmebehandlung, sondern aus der raschen Umverteilung der Atome in der Gitterstruktur und der daraus resultierenden Zunahme von Spannungen innerhalb der Matrix. Diese Ergebnisse decken sich auch mit vergleichbaren Studien, bei denen Maraging Stähle auf Fe-Ni-Mn-Ti-Al- oder Fe-Ni-Ti-Basis bereits nach 5 s ausschließlich durch die Bildung von atomaren, intermetallischen Clustern im Mikrogefüge signifikante Härtesteigerungen aufgewiesen haben [96, 97]. Durch die gleichförmige Belichtungsstrategie könnte sich in der wärmebeeinflussten Zone unterhalb der Schmelzbäder ein solcher Effekt vermuten lassen. Bei den in Abschnitt 5.1 ermittelten Ergebnissen ergibt sich bei einer konventionellen Belichtungsstrategie mit aktivierter Bauplattenheizung auf 200 °C ein Härteniveau von nur  $326 \pm 12$  HV10. Durch die Mikrohärtmessung jeweils mittig innerhalb der Schmelzbäder und die gleichförmige Belichtungsstrategie sind diese initial ermittelten Ergebnisse jedoch nicht miteinander vergleichbar und sollten getrennt interpretiert werden. Damit stellt das Mikrohärteneiveau von  $441 \pm 9$  HV0,1 vom Parameter SL die Referenz für die Interpretation der Auswirkungen der verschiedenen Parameter auf die Mikrohärtigkeit dar.

Die resultierenden Ergebnisse in Abbildung 6.16 zeigen im Hinblick auf die verschiedenen Prozessparameter und Belichtungsmodi eine Möglichkeit zur signifikanten Beeinflussbarkeit der Mikrohärtigkeit auf. Im Speziellen bewirken die DL-125 sowie DL-200 Parameter mit dem zusätzlichen, direkt nachfolgenden Energieeintrag von L2 eine Zunahme der Mikrohärtigkeit im Vergleich zu dem Parametersatz SL. Die mögliche Ursache hierfür ist wahrscheinlich auf die dadurch zunehmenden Effekte der beschriebenen Kurzzeitalterung in Verbindung mit den Simulationsergebnissen aus [50, 59, 60] zurückzuführen. Der mit dem Versatz  $\Delta_{L1,L2}$  von nur 1 mm bis 5 mm direkt nachfolgende Energieeintrag von L2 führt zu einer Reduzierung der thermischen Gradienten und verlängert damit die Zone der in situ Wärmebehandlung. Je nach Haltedauer und anliegendem Temperaturniveau kann die wärmebeeinflusste Zone nach [94] zu einer Härtesteigerung auf bis über 600 HV10 führen. Diese These wird durch die detailliertere Betrachtung der einzelnen Ergebnisse der Parameterstudie unterstützt. So ist bei DL-125 in Verbindung mit zunehmendem Laserversatz ein abnehmendes Härteniveau zu verzeichnen. Es liegt nahe, dass die zusätzliche eingebrachte Laserenergie von

125 W nur bei einem dicht nachfolgenden Energieeintrag ein geeignetes Temperaturniveau mit hinreichender Haltedauer zur Beeinflussung der Kurzzeitalterung in der wärmebeeinflussten Zone darstellen kann. Bei den DL-200 Parametern zeigt sich über den gesamten Laserversatz von 1 mm bis 5 mm hinweg ein stabileres Härteniveau im Bereich von 462 bis 469 HV<sub>0,1</sub>. Dies spricht dafür, dass durch den nachfolgenden, defokussiert einwirkenden Energieeintrag in Höhe von 200 W das Temperaturniveau in einem größeren Volumenanteil beeinflusst wird. Das bedeutet, dass trotz zunehmendem Laserversatz beispielsweise auch in den angrenzenden Schmelzbahnen das Temperaturniveau beeinflusst wird.

Die härtesteigernden Effekte können auf Basis der vorliegenden Resultate im Remelting-Modus nur eingeschränkt festgestellt werden. Bei dem Parameter DLR-125 zeigt sich trotz des insgesamt gleichbleibenden Energieeintrages durch das zeitversetzte Wiederaufschmelzen eine Verringerung des Härteniveaus. Nach [121] konnte beim Maraging Stahl 1.2709 mit einer breiten Variation der Remelting Parameter bei einer schichtweise rotierenden Belichtungsstrategie keine signifikante Beeinflussung der Mikrohärtigkeit ermittelt werden. Somit könnte sich das leicht reduzierte Härteniveau von Parameter DLR-125 in Verbindung mit der gleichförmigen Belichtungsstrategie durch das Lösen von Spannungen ergeben. Beim höheren Energieeintrag des Parameters DLR-200 zeigt sich im Vergleich zum Referenzparameter SL ebenfalls eine leichte Steigerung des Mikrohärtigeniveaus. Dies kann wiederum auf die beschriebenen Effekte der Kurzzeitalterung zurückgeführt werden. Durch die zeitliche Verzögerung von 3 s bis zum nachfolgenden Energieeintrag durch L2 wird ein Großteil der von L1 eingebrachten Energie bereits in die umgebende Materialstruktur abgeleitet. Die anschließend erwirkte Temperaturerhöhung reicht nun nicht mehr aus, um die härtesteigernden Effekte der Kurzzeitalterung in einer vergleichbaren Größenordnung analog zum Doppellaser-Modus auszulösen.

### 6.3.5 Weiterführende Anpassung der Belichtungsstrategie und Prozessparameter

Die weiterführenden Versuche mit reduzierter Laserleistung im Doppellaser-Modus auf 180 W sowie 190 W und einem Laserversatz von jeweils 5 mm dienten zur Homogenisierung der resultierenden Schmelzbadstruktur. Dabei wurde als Nebeneffekt festgestellt, dass mit einer Laserleistung  $P_{L,2}$  von 190 W sogar ein noch

höheres Härteniveau als bei dem Parametersatz DL-200 erzielt werden konnte. In Verbindung mit dem nicht mehr nachweisbaren Volumenanteil der von L2 erzeugten Schmelzbäder in der resultierenden Schmelzbadstruktur, ist diese zusätzliche Härtesteigerung voraussichtlich auf die stabileren Prozessbedingungen und damit die konstantere thermische Historie zurückzuführen. Da die Laserleistung  $P_{L,2}$  von 180 W keinen weiteren Härteanstieg bewirkte, ist davon auszugehen, dass mit dem Parameter DL-190 ein lokales Optimum der härtesteigernden Effekte auf Basis der beschriebenen Kurzzeitalterung identifiziert wurde.

Die zweistufige Doppellaser-Belichtungsstrategie, welche durch das gezielte Überspringen einzelner Vektoren die lokalen Temperaturüberhöhungen reduzieren und damit die Prozessstabilität erhöhen sollte, führte zu dem gewünschten Effekt. Der geringere Temperatureinfluss aus den direkt benachbarten Schmelzbahnen führte voraussichtlich zu weniger lokalen Überhitzungen und damit einhergehenden Aufwerfungen an der Oberfläche sowie an der Eintrittskante der Scanvektoren. Bei der Betrachtung der in Tabelle 6.6 dargestellten Ergebnisse ist dabei erkennbar, dass trotz weiterhin erkennbarer Beeinflussbarkeit der resultierenden Mikrohärte bei allen Parametern das Mikrohärteniveau im Vergleich zu den vorherigen Ergebnissen bei einstufiger Belichtungsstrategie reduziert ist. Die temperaturreduzierenden Maßnahmen, welche sich positiv auf die Prozessstabilität in der obersten Schicht auswirken, könnten auch für ein geringeres Temperaturniveau sowie eine geringere Haltedauer innerhalb der wärmebeeinflussten Zone in den darunterliegenden Schichten verantwortlich sein. Dies führt im Hinblick auf die bereits beschriebene Kurzzeitalterung zu einer geringeren Beeinflussbarkeit der härtesteigernden Effekte.

### 6.3.6 Technisches und wirtschaftliches Potenzial

Bei Verwendung der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie lassen sich die mechanischen Eigenschaften der erzeugten Probekörper im Vergleich zu industriell etablierten Belichtungsstrategien gezielt modifizieren. Durch das gesteigerte Härteniveau auf Basis des Parametersatzes DL-190<sub>5</sub> könnte bei der untersuchten FeNiCoMoVTiAl Legierung für bestimmte Einsatzzwecke beispielsweise auf eine mehrstündige Wärmebehandlung verzichtet werden. Additiv gefertigte Werkzeugbauteile würden sich somit günstiger und schneller für den jeweiligen Anwendungsfall direkt aus dem LPBF-Prozess erzeugen lassen.



## 7 Herstellung funktional gradierter Bauteile

Die in Abschnitt 6.2 ermittelten Ergebnisse lassen auf die Möglichkeit schließen, dass durch eine lokale Änderung von Belichtungsmodus und Prozessparameter während der Herstellung von Bauteilen die resultierenden mechanischen Eigenschaften gezielt beeinflusst werden können. Entsprechend der Grundlagen aus Abschnitt 2.2 kann sich daraus die Möglichkeit ergeben, dass mithilfe des neu qualifizierten FeNiCoMoVTiAl Werkzeugstahls und der Doppellaser-Belichtungsstrategie im LPBF-Prozess funktional gradierte Bauteile entstehen. Durch die nachfolgend beschriebenen Versuche soll daher gezeigt werden, dass dreidimensional gradierte Materialstrukturen unter Berücksichtigung verschiedener Einflussgrößen erzeugt werden können. Dafür werden Herstellbarkeit und die resultierenden Eigenschaftsprofile von Multi-Parameter Bauteilen zunächst mit initialen Vorversuchen untersucht. Weiterhin soll der Einfluss von Vorheiztemperatur und einer nachfolgenden Wärmebehandlung auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften bewertet werden. Abschließend ist es das Ziel, die bereits ermittelten Effekte der parameterabhängigen Steuerung der mechanischen Eigenschaften im Zusammenhang mit der Herstellung größerer Probekörper zu validieren.

### 7.1 Initiale Versuche zur Herstellung von Multi-Parameter Bauteilen

Mit den Parametersätzen DL-190<sub>5</sub>, R-125 sowie SL wurden in den Vorversuchen bereits drei Prozessparametersätze in Verbindung mit den jeweiligen Belichtungsmodi identifiziert, welche zu signifikanten Änderungen der resultierenden Härte

innerhalb der entstehenden Probekörper führten. Da die entstehende Schmelzbadstruktur ausschließlich durch den Energieeintrag von L1 erzeugt wird und L2 nur zur Beeinflussung der lokalen thermischen Historie dient, sollten die drei Parametersätze auch in Kombination zur Herstellung von Multi-Parameter Bauteilen verwendet werden können. Um die initiale Machbarkeit dieser Vorgehensweise und die Auswirkung hinsichtlich der damit einhergehenden Beeinflussung des Härteverlaufes im Bauteil zu untersuchen, werden Probekörper mithilfe der drei vorausgewählten Parametersätze in unterschiedlichen Kombinationen nach Abbildung 7.1 erzeugt.

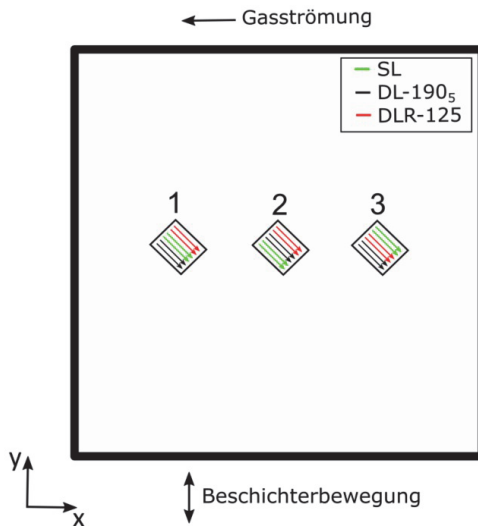


Abb. 7.1: Darstellung der drei Multi-Parameter Probekörper und Zuordnung der jeweiligen Parameterkombination und Belichtungsreihenfolge

Im Anschluss an die Herstellung der Probekörper analog zu den vorausgegangenen Versuchen in Kapitel 6, werden diese geteilt und die resultierende Schmelzbadstruktur nach dem Anätzen des Werkstoffgefüges analysiert. In Abbildung 7.2 ist zu erkennen, dass sich über alle drei Bereiche mit unterschiedlichem Parametereinfluss hinweg die gewünscht gleichförmige Schmelzbadstruktur ergibt. Nur innerhalb der obersten Schicht können die Auswirkungen der verschiedenen Belichtungsmodi und Prozessparameter ermittelt werden.

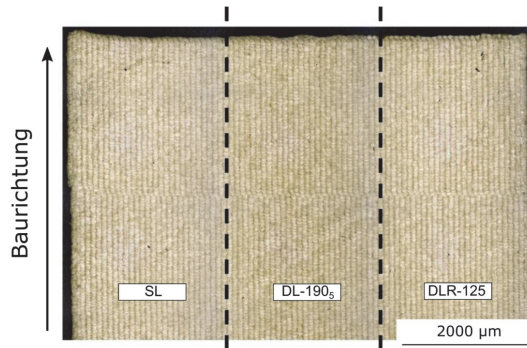


Abb. 7.2: Geätztes Schlichtbild eines Multi-Parameter Probekörpers mit gleichförmiger resultierender Schmelzbadstruktur

Das Ergebnis der Mikrohärtemessung der drei hergestellten Multi-Parameter Proben ist in Abbildung 7.3 dargestellt. Dafür werden in den drei verschiedenen Tiefen 1, 3 und 5 mm ausgehend von der Deckfläche Messungen im horizontalen Abstand von 80 µm durchgeführt, um die Veränderung der Mikrohärte über die verschiedenen Parameterbereiche der Probe bewerten zu können. Im dargestellten Härteverlauf ist bei den horizontalen Messungen für alle drei Proben eine Beeinflussung der Mikrohärte ohne Ausprägung eines konstanten Härteniveaus erkennbar. Vorrangig zeigt sich speziell an den Rändern des Probekörpers sowie in den Übergangsbereichen eine graduelle Veränderung der Mikrohärte. Speziell der Parametersatz DL-190<sub>5</sub>, wie bereits in Abschnitt 6.2 ermittelt, zeigt die Tendenzen, dass er eine Härtesteigerung im Vergleich zu den SL und DLR-125 Parametersätzen herbeiführen kann.



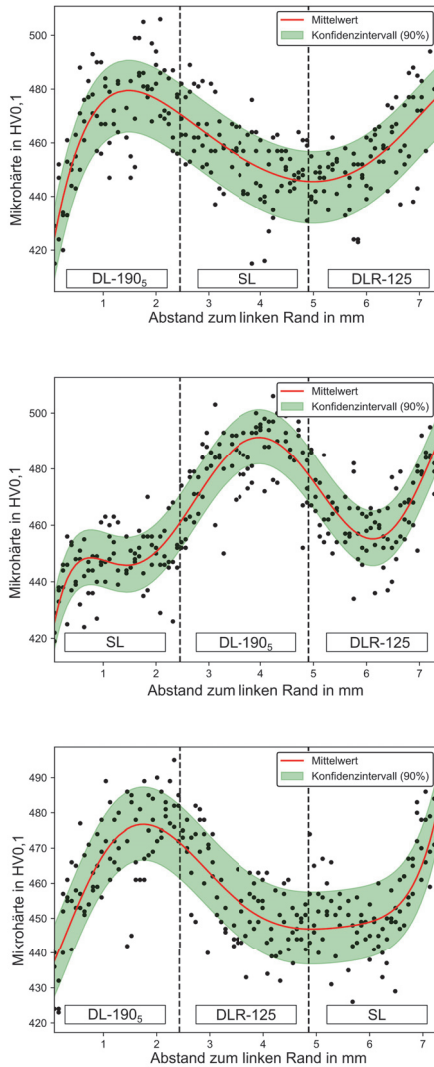


Abb. 7.3: Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei Multi-Parameter Probekörper

Zur Vergleichbarkeit wurden anschließend mittig innerhalb der drei Bereiche ebenso wie bei den vorangegangenen Auswertungen die Härtemessungen in vertikaler Richtung analog zu Abbildung 6.14 durchgeführt. In Tabelle 7.1 sind die Durchschnittswerte der parameterabhängigen Mikrohärtigkeit für alle drei Probekörper zusammengefasst. Wie zuvor bereits bei den horizontalen Messreihen vermutet, stellt sich das Mikrohärtigeniveau des Parametersatzes DL-190<sub>5</sub> mit etwa 479 HV<sub>0,1</sub> als am höchsten heraus.

Tab. 7.1: Mikrohärtigergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei Multi-Parameter Probekörper

Parametersatz	Mikrohärtigkeit [HV <sub>0,1</sub> ]
SL	451 ± 12
DL-190 <sub>5</sub>	479 ± 11
DLR-125	449 ± 10

In Ergänzung zu den bereits hergestellten Probekörpern werden weitere Probekörper erzeugt, jedoch mit dem einzigen Unterschied, dass dabei die Bauplatte auf  $T_V$  von 200 °C vorgeheizt wird. Damit soll die Auswirkung von einer höheren Basistemperatur während des LPBF-Prozesses auf die drei unterschiedlichen Parameterbereiche ermittelt werden. Die Ergebnisse sind grafisch in Abbildung 7.4 dargestellt. Im direkten Vergleich mit den in Abbildung 7.3 dargestellten Ergebnissen ohne Bauplattenvorheizung ist keine relevante, parameterabhängige Veränderung des Mikrohärtigeniveaus erkennbar. Die detaillierte Auswertung der vertikalen Messwerte mittig innerhalb der drei Parameterbereiche zeigt in Tabelle 7.2 ein reduziertes Härteniveau und die geringe Veränderung über die Parameterbereiche hinweg. Speziell mit dem Parametersatz DL-190<sub>5</sub> wird nur noch eine Mikrohärtigkeit von etwa 412 HV<sub>0,1</sub> erreicht.

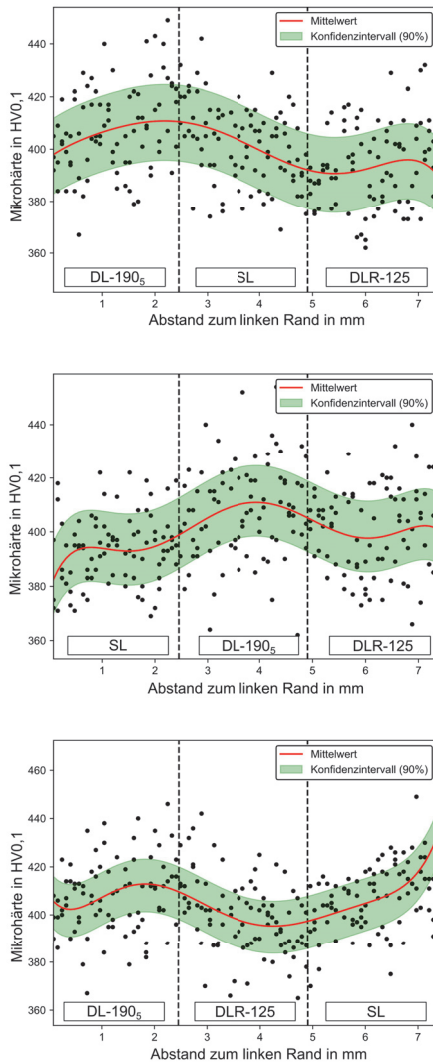


Abb. 7.4: Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei Multi-Parameter Probekörper mit aktivierter Bauplattenvorheizung auf 200 °C

Tab. 7.2: Mikrohärteergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei Multi-Parameter Probekörper mit aktivierter Bauplattenvorheizung auf 200 °C

Parametersatz	Mikrohärte [HV0,1]
SL	401 ±13
DL-190 <sub>5</sub>	412 ±17
DLR-125	394 ±16

Um die Auswirkungen einer anschließenden Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften zu ermitteln, werden die ohne Bauplattenvorheizung erzeugten Multi-Parameter Probekörper nach der in Abschnitt 5.4 dargestellten Wärmebehandlungsrouten  $WB1_{500}$  bei 500 °C für 6 h wärmebehandelt. Damit soll die im LPBF-Prozess entstandene Gefügestruktur beibehalten werden und es ergibt sich eine Härtesteigerung durch die für Maraging Stähle charakteristische Ausscheidungsbildung. An der Untersuchungsfläche wird vor den Härtemessungen etwa 2 mm des Materials abgeschliffen, um Randschichteffekte bei der weiteren Auswertung auszuschließen. Das Untersuchungsziel besteht darin, den Einfluss der Wärmebehandlung auf den resultierenden Mikrohärteverlauf und die verschiedenen Parameterbereiche zu ermitteln. Die Ergebnisse der zugehörigen Mikrohärtemessungen der drei wärmebehandelten Multi-Parameter Probekörper sind grafisch in Abbildung 7.5 dargestellt. Auf Basis der horizontalen Messergebnisse ist neben der signifikanten Härtesteigerung zunächst eine reduzierte Ausprägung der Härtegradienten zwischen den verschiedenen Parametern im Vergleich zu den in Abbildung 7.3 dargestellten Resultate erkennbar. Zudem scheint der Parametersatz DL-190<sub>5</sub> nun nach der Wärmebehandlung ein geringeres Mikrohärteniveau als die beiden anderen Parametersätze SL und DLR-125 aufzuweisen.

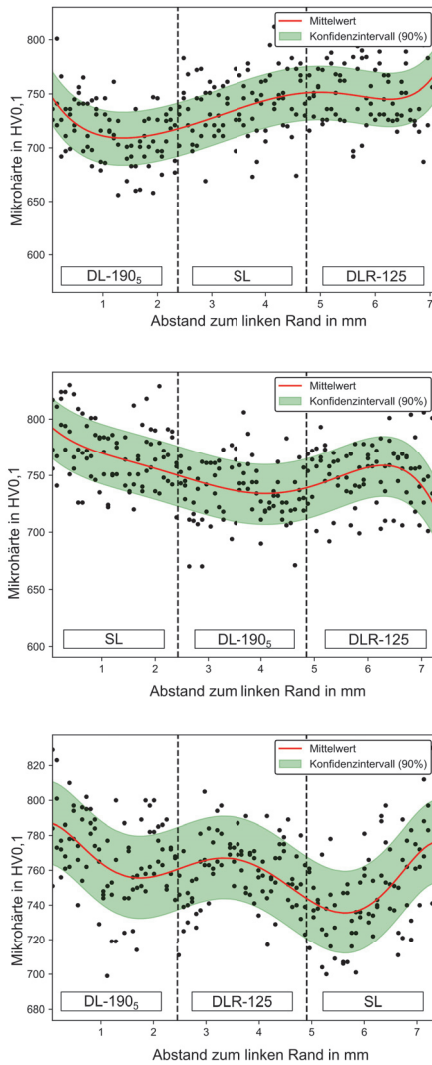


Abb. 7.5: Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei Multi-Parameter Probekörper nach der Wärmebehandlung WB1<sub>500</sub>

Die Auswertung der in vertikaler Richtung ermittelten Messergebnisse in Tabelle 7.3 bestätigt die vorherige Vermutung, dass der Parametersatz DL-190<sub>5</sub> mit etwa 743 HV0,1 nach der Wärmebehandlung die vergleichsweise geringste Mikrohärt aufweist. Weiterhin liegen alle Ergebnisse auf einem hohen Mikrohärtenniveau bis ca. 762 HV0,1 eng beieinander.

Tab. 7.3: Mikrohärtenergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei Multi-Parameter Probekörper nach der Wärmebehandlung  $WB1_{500}$

Parametersatz	Mikrohärt [HV0,1]
SL	762 ±30
DL-190 <sub>5</sub>	743 ±24
DLR-125	760 ±31

## 7.2 Validierung

Auf Basis der initialen und vielversprechenden Ergebnisse aus Abschnitt 7.1 werden weitere Versuche abgeleitet, um die Zusammenhänge und Auswirkungen bei der Verwendung unterschiedlicher Parameter in Verbindung mit den angepassten Belichtungsmodi bei der Herstellung größerer Multi-Parameter Bauteile zu validieren. Da sich aufgrund der Probengröße kein stabiles Mikrohärtenniveau für die einzelnen Parameterbereiche erreichen ließ, werden die Versuche nochmals mit einer angepassten Geometrie der Probekörper unter Beibehaltung aller anderer Randbedingungen und Prozessparameter wiederholt. Dafür wird die Breite der Probekörper, entlang derer die Parameter variiert werden, von 7 mm auf etwa 20 mm nahezu verdreifacht. Die Anzahl der im Arbeitsspeicher der RTC®5 Karten maximal verarbeitbaren Vektoren ist limitiert und mit den über 3.070 Einzelvektoren umfassenden CSV-Datei ist dieses Limit ausgereizt. Es werden damit analog zu der Darstellung in Abbildung 7.1 drei Probekörper mit jeweils drei verschiedenen Parameterkombinationen, bestehend aus DL-190<sub>5</sub>, SL und DLR-125, hergestellt.

Bei der Herstellung der größeren Probekörper treten auf Basis des erhöhten Energieeintrages im Zusammenhang mit dem Doppellaser-Belichtungsmodus bei zunehmender Bauhöhe die bereits bekannten und beispielhaft in Abbildung 7.6 dargestellten Defekte auf. In diesem Fall kam im mittleren Bereich der Probe der Parametersatz DL-190<sub>5</sub> zum Einsatz. Diese Defekte haben wiederum eine

große Auswirkung auf den Schichtauftrag und die Prozessstabilität. Daher erfolgt analog zu den Ergebnissen aus Abschnitt 6.2 die Herstellung von Probekörpern mit der modifizierten, zweistufigen Doppellaser-Belichtungsstrategie mit dem gezielten Überspringen jedes zweiten Vektors. Dabei werden die verwendeten Prozessparameter und die Zuordnung zu den drei Bereichen je Probe im Vergleich zum vorherigen Versuch beibehalten. Als erstes Ergebnis kann bei der Verwendung der modifizierten Belichtungsstrategie, wie in Abbildung 7.6 gezeigt, auch bei zunehmender Bauhöhe eine verbesserte Oberflächenqualität im Zusammenhang mit dem verwendeten Parametersatz DL-190<sub>5</sub> festgestellt werden.

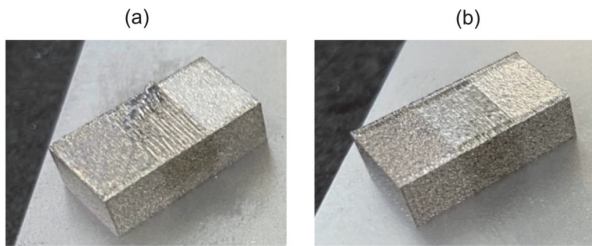


Abb. 7.6: Darstellung der resultierenden Oberflächenstruktur der vergrößerten Multi-Parameter Probekörper für die (a) einstufige und (b) zweistufige Doppellaser-Belichtungsstrategie

Die zuvor hergestellten Proben werden anschließend durch Erodieren geteilt und im geätzten Zustand mikroskopisch analysiert. Die resultierenden Ergebnisse der horizontal ermittelten Mikrohärtigkeit sind in Abbildung 7.7 zunächst für die einstufige Doppellaser-Belichtungsstrategie dargestellt. Analog zu den in Abbildung 7.3 dargestellten Ergebnissen sind die Auswirkungen der Parameterwahl innerhalb der drei Parameterbereiche zu erkennen. Dabei ist jeweils die Ausprägung eines stabileren Härteniveaus in jedem der drei Parameterbereiche zu erkennen. Mittig innerhalb eines jeden Parameterbereiches bestätigt die in Tabelle 7.4 dargestellte Auswertung der vertikalen Härtemessungen weiterhin das höhere Härteniveau, basierend auf dem Parametersatz DL-190<sub>5</sub> mit etwa 462 HV<sub>0,1</sub>. Die beiden Parametersätze SL und DLR-125 liegen auch bei dem größeren Probenvolumen auf einem ähnlichen Niveau.

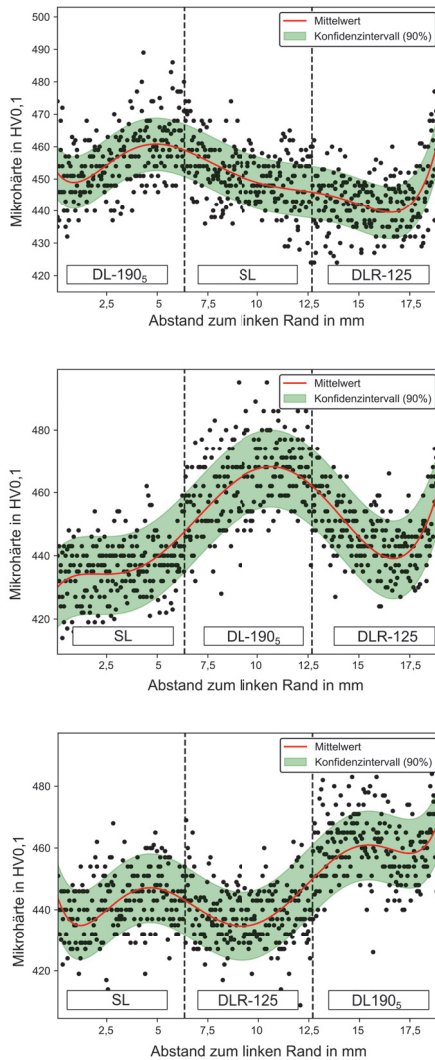


Abb. 7.7: Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei mit einstufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie hergestellten, verbreiterten Multi-Parameter Probekörper



Tab. 7.4: Mikrohärteergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei verbreiterten Multi-Parameter Probekörper nach einstufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie

<b>Parametersatz</b>	<b>Mikrohärte [HV0,1]</b>
SL	442 ±8
DL-190 <sub>5</sub>	462 ±11
DLR-125	443 ±9

In Abbildung 7.8 werden die Ergebnisse der Mikrohärtemessung für die zweistufige Doppellaser-Belichtungsstrategie in horizontaler und vertikaler Richtung grafisch dargestellt. Es ist analog zu den Ergebnissen in Abbildung 7.7 eine qualitativ identische Ausprägung der drei jeweiligen Mikrohärteniveaus innerhalb der Parameterbereiche zu erkennen. Ebenfalls sticht optisch die höhere Härte des Parametersatzes DL-190<sub>5</sub> hervor. Die in Tabelle 7.5 dargestellten Ergebnisse zeigen jedoch im Vergleich zu den in Tabelle 6.6 ermittelten Ergebnissen nicht nur eine qualitative, sondern auch eine quantitative Übereinstimmung des Härteniveaus mit Tabelle 7.4. Die Verwendung des Parametersatzes DL-190<sub>5</sub> resultiert auch bei der zweistufigen Belichtung nun in einem vergleichbaren Mikrohärteniveau von etwa 469 HV0,1.

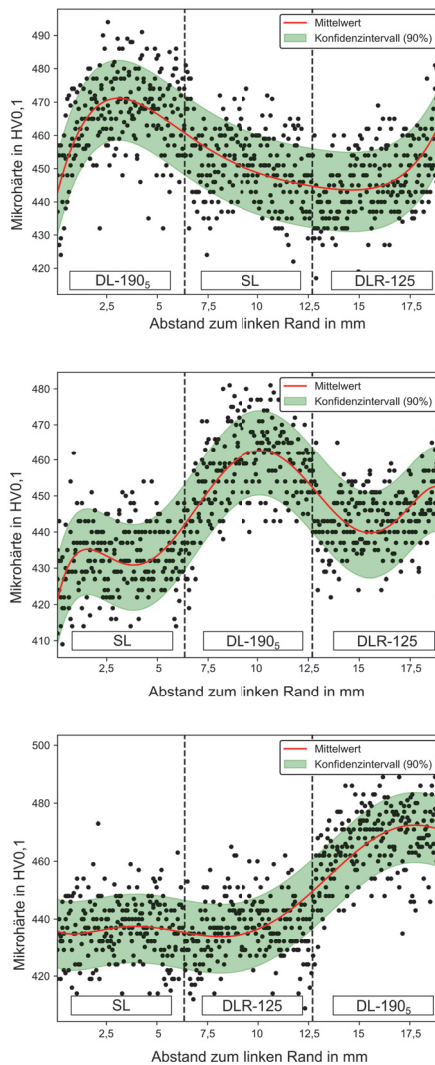


Abb. 7.8: Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei mit zwei-stufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie hergestellten, verbreiterten Multi-Parameter Probekörper

Tab. 7.5: Mikrohärteergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei verbreiterten Multi-Parameter Probekörper nach zweistufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie

Parametersatz	Mikrohärte [HV0,1]
SL	442 ±11
DL-190 <sub>5</sub>	469 ±11
DLR-125	442 ±10

Wie bereits in Abschnitt 7.1, wird mit den sechs erzeugten Probekörpern die Wärmebehandlung  $WB1_{500}$  bei 500 °C für 6 h durchgeführt. Damit soll validiert werden, dass die im LPBF-Prozess erzeugte Härtegradierung auch bei den vergrößerten Multi-Parameter Bauteilen über die Wärmebehandlung hinweg beibehalten werden kann. Die in Abbildung 7.9 und Abbildung 7.10 dargestellten horizontalen Mikrohärteverläufe weisen im Anschluss an die Wärmebehandlung eine hohe qualitative Übereinstimmung auf. Dabei bestätigt sich zunehmend die initiale Vermutung, dass die Härtesteigerung der mithilfe des Parametersatzes DL-190<sub>5</sub> erzeugten Bereiche geringer ausfällt als bei den Parametersätzen SL und DLR-125. Im Vergleich zu Abbildung 7.7 und Abbildung 7.8 wechseln im Schaubild alle Härtegradienten in den Übergangsbereichen und an den Rändern das Vorzeichen.

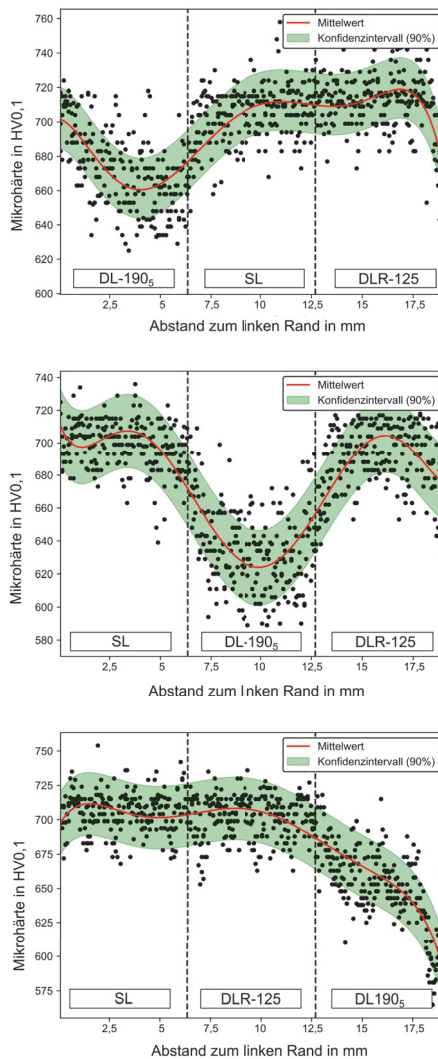


Abb. 7.9: Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei mit einstufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie hergestellten, verbreiterten Multi-Parameter Probekörper nach der Wärmebehandlung  $WB1_{500}$

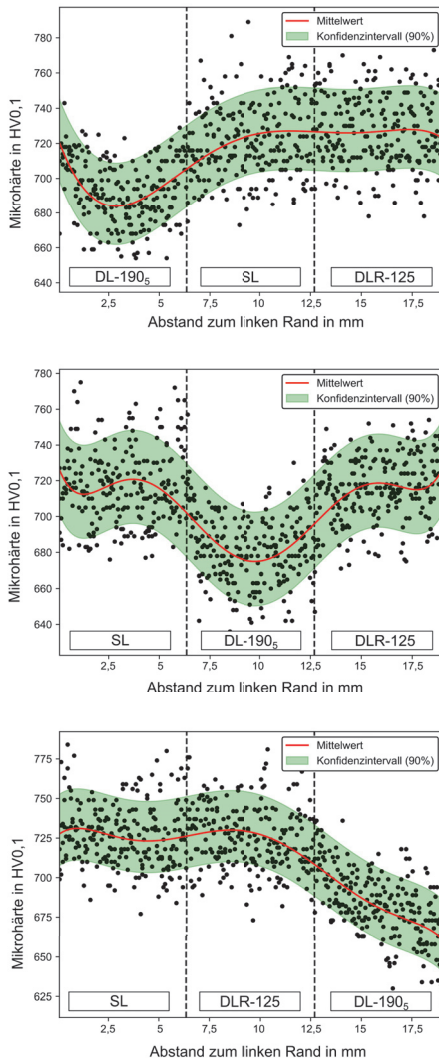


Abb. 7.10: Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei mit zwei-stufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie hergestellten, verbreiterten Multi-Parameter Probekörper nach der Wärmebehandlung  $WB1_{500}$

Die Ergebnisse der vertikalen Mikrohärtemessungen innerhalb der drei Parameterbereiche für die jeweils drei Probekörper sind in Tabelle 7.6 und Tabelle 7.7 zusammengefasst. Dabei sticht mit nur etwa 651 HV<sub>0,1</sub> das geringere Mikrohärteniveau der mithilfe des Parametersatzes DL-190<sub>5</sub> erzeugten Bereiche speziell für die einstufige Doppellaser-Belichtungsstrategie hervor. Im Vergleich der einstufigen und zweistufigen Doppellaser-Belichtungsstrategie ist weiterhin zu erkennen, dass die Ergebnisse sowohl qualitativ als auch überwiegend quantitativ vergleichbar sind.

Tab. 7.6: Mikrohärteergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei verbreiterten Multi-Parameter Probekörper nach einstufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie und anschließender Wärmebehandlung nach WB1<sub>500</sub>

Parametersatz	Mikrohärte [HV <sub>0,1</sub> ]
SL	709 ±22
DL-190 <sub>5</sub>	651 ±19
DLR-125	722 ±20

Tab. 7.7: Mikrohärteergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei verbreiterten Multi-Parameter Probekörper nach zweistufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie und anschließender Wärmebehandlung nach WB1<sub>500</sub>

Parametersatz	Mikrohärte [HV <sub>0,1</sub> ]
SL	712 ±19
DL-190 <sub>5</sub>	672 ±14
DLR-125	711 ±15

## 7.3 Diskussion

### 7.3.1 Initiale Versuche zur Herstellung von Multi-Parameter Bauteilen

Zur Nutzung der in Kapitel 6 ermittelten Ergebnisse für die Herstellung von funktional gradierten Materialstrukturen wurden in Abschnitt 7.1 zunächst Multi-Parameter Bauteile hergestellt. Die Ergebnisse dieser Versuche zeigten, dass sich

die zuvor isoliert identifizierten Effekte zur Beeinflussung der Mikrohärtigkeit auch innerhalb eines Bauteiles kombinieren lassen.

Es konnte bei Betrachtung der initialen Ergebnisse in Tabelle 7.1 ermittelt werden, dass das Mikrohärtigkeitsniveau je nach gewähltem Parameter größtenteils mit den vorherigen Versuchsreihen in Abschnitt 6.2 übereinstimmt. Dabei ist allerdings zu erkennen, dass sich das Härtigkeitsniveau innerhalb der nur etwa 2,2 mm breiten Parameterbereiche nicht stabilisiert und eine kontinuierliche graduelle Veränderung der resultierenden Mikrohärtigkeit hervorruft. Somit beschreiben die vertikalen Messungen in der Mitte eines jeden Parameterbereichs nicht das jeweils charakteristische Härtigkeitsniveau. Für die Ermittlung einer möglichen Ursache hierfür bietet sich wiederum eine Betrachtung der thermischen Historie an.

Entlang der Belichtungsreihenfolge der Scanvektoren hat sich bei den nur auf Basis von jeweils einem Belichtungsmodus und Parametersatz hergestellten Proben ein stabiles Temperaturniveau während der Belichtung einstellen können. Durch die Änderung des Energieeintrags an den Schnittstellen der Parameterbereiche verändert sich der lokale Energieeintrag sprunghaft, was sich auch auf das Temperaturniveau in der direkten Umgebung auswirkt. Die ermittelten graduellen Änderungen des Härtigkeitsniveaus lassen weiterhin darauf schließen, dass die härtesteigenden Effekte durch den Doppellaser-Modus nicht direkt während dem Schmelzprozess verursacht werden. Vielmehr verfestigt sich die in Abschnitt 6.3 aufgestellte Hypothese, dass der zusätzliche Energieeintrag über die nachfolgenden Schichten, in Verbindung mit der in [94, 96, 97] beschriebenen Kurzzeitalterung, die Härtesteigerung begünstigt. Damit lässt sich auch der Härteverlauf speziell im Randbereich beim Abschluss des Belichtungsprozesses erklären, bei welchem sich durch die eingeschränkte Energieabfuhr in das umgebende Metallpulver die Wärmeenergie aufstaut und dadurch die Mikrohärtigkeit beeinflusst. Auch das in Abbildung 7.2 dargestellte Schlibbild bestätigt diese Hypothese, da über alle drei Parameterbereiche hinweg eine gleichförmige und gleichmäßig gefärbte Schmelzbadstruktur nach dem Ätzen zu erkennen ist.

Eine Erhöhung der Basistemperatur auf etwa 200 °C während des LPBF-Prozesses über die aktivierte Bauplattenheizung führte zu den in Abbildung 7.4 dargestellten Ergebnissen. Die nicht mit Signifikanz nachweisbare parameterabhängige Mikrohärtigkeitsbeeinflussung und das insgesamt geringere Mikrohärtigkeitsniveau deuten auf eine starke Abhängigkeit von der Basistemperatur hin. Das insgesamt reduzierte Härtigkeitsniveau könnte analog zum Verhalten des Werkstoffes 1.2709 bei

erhöhter Basistemperatur auf einen in situ Glühprozess zurückzuführen sein [123]. Daraus kann abgeleitet werden, dass die Beeinflussung der thermischen Historie mithilfe der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie nur in einem eingeschränkten Temperaturbereich auch gleichermaßen zu einer Modifizierung der mechanischen Eigenschaften für den verwendeten FeNiCoMoVTiAl Werkzeugstahl führt.

Auch nach einer Wärmebehandlung zeigten die in Abbildung 7.5 dargestellten Ergebnisse weiterhin eine Gradierung der mechanischen Eigenschaften auf. Dabei scheint sich jedoch der Mikrohärteverlauf umzukehren und die mit dem Parametersatz DL-190<sub>5</sub> erzeugten Volumen weisen nun ein geringeres Mikrohärteniveau auf als die beiden anderen Parameterbereiche. Bei der durchgeführten Auslagerung findet nach [89, 90, 91] vornehmlich eine Härtesteigerung durch die Bildung von intermetallischen Ausscheidungen statt. Der Parametersatz DL-190<sub>5</sub> könnte zur Ausbildung intermetallischer, atomarer Cluster durch die Kurzzeitalterung führen und damit im additiv erzeugten Zustand zu einer Anhebung des Härteniveaus beitragen [94, 96, 97]. In Verbindung mit der durchgeführten Wärmebehandlung fällt die weitere Härtezunahme jedoch deutlich geringer aus im Vergleich zu den mithilfe der Parametersätze SL und R-125 erzeugten Volumenbereiche. Deshalb liegt die Annahme nahe, dass die Auswirkungen der Kurzzeitalterung innerhalb der Mikrostruktur die spätere Ausscheidungsbildung bei der Wärmebehandlung beeinflusst.

### **7.3.2 Validierung der Mechanismen zur Mikrohärtebeeinflussung an Multi-Parameter Bauteilen**

Für die Validierung der identifizierten Mechanismen zur definierten Steuerung des Härteniveaus mittels modifizierten Belichtungsstrategien und weiteren Skalierung der Erkenntnisse wurden analog zum bisherigen Vorgehen größere Multi-Parameter Probekörper erzeugt. Die in Abbildung 7.7 dargestellten Ergebnisse zeigen auf, dass sich damit das Härteniveau innerhalb der Parameterbereiche besser stabilisieren lässt. Als mögliche Ursache ist die parameterabhängige thermische Historie anzuführen, welche innerhalb des etwa verdreifachten Volumens der jeweiligen Bereiche zu einem stabilen Temperaturniveau führt. Dies löst wiederum die bereits beschriebenen Mechanismen der Kurzzeitalterung aus. Im Vergleich zu den nach [74] im DED-Prozess ermittelten Ergebnissen an der martensitaushärt-



baren Fe19Ni5Ti Legierung, bei welchen eine schichtweise Eigenschaftsänderung durch die Steuerung der Wartezeiten erfolgt, kann durch den nachfolgenden Laser eine dreidimensionale Gradierung der mechanischen Eigenschaften während der LPBF-Prozessierung erwirkt werden. Entsprechend sind vorrangig an den Rändern der Probe und an den Schnittstellen der drei Parameterbereiche die erwarteten Gradienten der Mikrohärtete erkennbar. Die in Abbildung 7.6 dargestellten Defekte könnten eine Ursache sein, dass die ermittelten Mikrohärteteergebnisse in Tabelle 7.4 nicht uneingeschränkt mit den Resultaten aus Abschnitt 6.2 übereinstimmen.

Die in Abbildung 7.7 dargestellten Ergebnisse zur zweistufigen Belichtung zeigen neben der stark verbesserten Prozessstabilität einen zu der einstufigen Doppellaser-Belichtungsstrategie vergleichbaren Mikrohärteteverlauf. Dies lässt darauf schließen, dass in den drei Parameterbereichen trotz der zweistufigen Belichtung ein ähnliches Temperaturniveau mit zugehöriger thermischer Historie vorliegt und die damit einhergehenden Mechanismen zur Beeinflussung der Mikrohärtete durch die beschriebene Kurzzeitalterung beibehalten werden können. Diese Vorgehensweise bietet trotz der softwareseitigen Prozessrestriktionen damit eine zielführende Möglichkeit zur Herstellung größerer funktionaler Bauteile mithilfe der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie. Zudem weisen durch die verbesserte Prozessstabilität auch die in Tabelle 7.5 ermittelten Mikrohärteteergebnisse eine höhere Übereinstimmung mit den Ergebnissen aus Abschnitt 6.2 auf.

Bei Betrachtung der Ergebnisse der größeren Multi-Parameter Proben in Abbildung 7.9 und Abbildung 7.10 zeigt sich der bereits beschriebene Effekt, dass sich der Mikrohärteteverlauf im Zusammenhang mit der durchgeführten Wärmebehandlung umkehrt. Die qualitative Ausprägung dieses Effektes ist sowohl für die einstufige als auch für die zweistufige Doppellaser-Belichtungsstrategie erkennbar. Bei Betrachtung der Ergebnisse in Tabelle 7.6 und Tabelle 7.7 ergibt sich auch eine quantitative Übereinstimmung der resultierenden Mikrohärtete. Dies bestätigt die Hypothese, dass durch die im LPBF-Prozess verursachte Kurzzeitalterung sowohl bei einstufiger als auch zweistufiger Belichtung Veränderungen an der Mikrostruktur bewirkt werden. Dies führt zu der geringeren Härtesteigerung während der Ausscheidungsbildung im Zusammenhang mit der Wärmebehandlung.

## 8 Zusammenfassung und Ausblick

Die additive Fertigung von funktional optimierten Werkzeugen bietet ein großes Potenzial für effizientere und günstigere Produktionsprozesse. Als Beispiel sei die Integration von konturnahen Kühlkanälen in Spritzgussformen genannt. Für eine defektarme Herstellung von belastbaren Werkzeugbauteilen resultieren jedoch auch umfangreiche Anforderungen an die eingesetzten Werkstoffe und die dazugehörigen Prozessparameter. Speziell hochfeste, kohlenstofflegierte Werkzeugstähle, welche vorrangig konventionell verarbeitet werden, weisen bei der additiven Fertigung eine schlechte Schweißbeignung und damit hohe Anfälligkeit für Risse auf. Als mögliche Alternative werden bisher hauptsächlich Maraging Stähle aufgrund des niedrigen Kohlenstoffanteils und der guten Schweißbeignung eingesetzt. Die maximal erzielbare Härte bei den bereits für den LPBF-Prozess qualifizierten Werkzeugstählen liegt nach einer Wärmebehandlung jedoch nur bei etwa 665 HV und damit unterhalb der oft genannten Härteanforderung von 700 HV im Werkzeug- und Formenbau.

Mit der neuentwickelten chemisch modifizierten FeNiCoMoVTiAl Werkzeugstahllegierung auf Basis des Maraging Stahls 1.6356 sollte im Rahmen dieser Dissertation eine Alternative für die Herstellung funktional optimierter Werkzeugbauteile qualifiziert werden. Dafür wurde zunächst das Metallpulver erzeugt und hinsichtlich der Anforderungen des LPBF-Prozesses aufbereitet. Bei einer initialen Parameterstudie wurde durch die Herstellung von Probewürfeln die Eignung des Werkstoffes für die LPBF-Prozessierung durch die hohe resultierende Materialdichte von 99,70 % bis 99,89 % bestätigt. Nach der versuchsweisen Durchführung von zwei Wärmebehandlungsprozessen zeigte sich, dass die Härte auf bis zu 720 HV10 gesteigert werden kann.

Für die Ermittlung des werkstoff- und systemspezifischen Prozessparameterfensters wurden 459 Einzelschmelzbahnen erzeugt, um mithilfe der ermittelten Schmelzbaddimensionen den geeigneten Parametersatz für die Herstellung von

defektarmen Volumenbauteilen ableiten zu können. Bei der Fertigung dieser Volumenbauteile mit einer weiteren Variation der Prozessparameter bestätigte sich die gute Eignung des identifizierten Parametersatzes. Die weiterführende Studie zur Ermittlung einer geeigneten Wärmebehandlung zeigte, dass mit einer Auslagerung bei 500 °C für 6 h eine Härte von etwa 725 HV10 erreicht werden konnte. Ein zweistufiger Wärmebehandlungsprozess, bestehend aus dem einstündigen Lösungsglühen bei 1000 °C und anschließendem Abschrecken sowie Auslagern wiederum bei 500 °C für 6 h, führte in der Folge zu einer Härte von 799 HV10. Damit wurde das Ziel von 700 HV für die Qualifizierung der FeNiCoMoVTiAl Legierung bereits für die einstufige Wärmebehandlung erreicht und mit einer zweistufigen Wärmebehandlung sogar um etwa 14 % übertroffen. Die erprobten Zugversuche zeigten ein erwartbares Werkstoffverhalten mit geringer Streuung für die additiv gefertigten Proben und die mit dem Festigkeitsanstieg korrelierende Abnahme der Bruchdehnung nach der Wärmebehandlung.

Hinsichtlich der Vorbereitung für die Doppellaser-Belichtungsstrategie wurde die industriell genutzte SLM-Anlage für die synchronisierte Verwendung der beiden installierten Lasersysteme kalibriert. Danach wurden über CSV-Dateien die einzelnen Belichtungsvektoren in einer Fläche erzeugt, um mithilfe der aufeinanderfolgenden Schichten ein Bauteilvolumen herzustellen. Nach einigen Parameteroptimierungen zur Erzeugung eines defektarmen Volumenbauteils wurden die verschiedenen Belichtungsmodi für die Versuchsreihe definiert. Zielsetzung war, durch eine gesteuerte Beeinflussung der lokalen thermischen Historie über einen nachfolgenden Laser eine Eigenschaftsänderung im Bauteil zu bewirken, ohne dabei die resultierende Schmelzbadstruktur zu verändern. Bei der experimentellen Untersuchung zeigte sich, dass mit einer geeigneten Parameterwahl eine Materialdichte von über 99,9 % erzeugt werden konnte, wobei die Schmelzbadstruktur über die verschiedenen Belichtungsmodi hinweg vergleichbar blieb. Die anschließenden Auswertungen der Mikrohärtigkeit ergaben, dass im Vergleich zum Einzellaser-Modus ein geeigneter Parametersatz im Doppellaser-Modus die resultierende Härte um 9 % ansteigen und im Remelting-Modus die Härte um 7 % absinken lässt. Die Ursache, speziell hinsichtlich der härtesteigernden Effekte, könnte in der sogenannten Kurzzeitalterung begründet sein. Kurzzeitige Temperatursteigerungen bewirken dabei die Bildung intermetallischer Atomcluster, welche die Versetzungsbewegung hemmen.

Die Validierung der Effekte der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie an Multi-Parameter Bauteilen bestätigte die Möglichkeit der parameterabhängigen

funktionalen Gradierung der resultierenden Eigenschaftsprofile. Dabei konnte auch nach einer anschließend durchgeführten Wärmebehandlung noch ein Gradient der resultierenden Mikrohärtigkeit um 11 % festgestellt werden. Durch das weiterhin vorliegende Härteniveau im Bereich von 651 bis 722 HV<sub>0,1</sub> erweist sich diese Fertigungsstrategie damit auch für die Herstellung von hochbelasteten Werkzeugen als geeignet. Damit könnten stark beanspruchte Bereiche im Werkzeug mit einer höheren Festigkeit sowie Verschleißbeständigkeit und weniger beanspruchte Volumenelemente mit einer gesteigerten Duktilität für eine möglichst lange Werkzeuglebensdauer bereits während des LPBF-Prozesses modifiziert werden. Für die voxelbasierte Bauteilherstellung über additive Fertigungsverfahren ist neben der Optimierung des Designs nun ein zusätzlicher Freiheitsgrad durch die Steuerung der parameterabhängigen Eigenschaftsprofile durch die Doppellaser-Belichtungsstrategie identifizierbar.

Die grundlegenden Erkenntnisse dieser Dissertation können gerade im Hinblick auf die technologische Entwicklung des LPBF-Prozesses genutzt und weiterentwickelt werden. Durch immer umfassendere Softwaretools für die Vorbereitung von LPBF-Prozessen wird die Modifizierung der Belichtungsstrategie zunehmend einfacher. Das bedeutet, dass auch Multi-Laser Systeme gezielt für die Beeinflussung der thermischen Historie während des LPBF-Prozesses programmiert werden können. Darüber hinaus eröffnen sich durch die Verwendung innovativer Lasersysteme, beispielsweise auf Basis des *Beam Shapings*, umfangreiche Möglichkeiten, um den Energieeintrag während des LPBF-Prozesses gezielt zu steuern.

Die additive Fertigung bietet aufgrund der zunehmenden Materialvielfalt sowie der gezielten Steuerung resultierender Materialeigenschaften ein großes Potenzial für die Industrialisierung funktional gradierter Bauteile.



## Literaturverzeichnis

- [1] MUNSCH, Maximilian; SCHMIDT-LEHR, Matthias; WYCISK, Eric: Additive Manufacturing Market Report: AMPOWER REPORT 2022. (2022). <https://additive-manufacturing-report.com/metal-additive-manufacturing-market-2022/>, Abruf: 01.09.2023
- [2] WORLD STEEL ASSOCIATION: *About steel*. <https://worldsteel.org/about-steel/about-steel/>, Abruf: 01.09.2023
- [3] POORGANJI, Behrang; OTT, Eric; KELKAR, Rajandra; WESSMAN, Andrew; JAMSHIDINIA, Mahdi: Review: Materials Ecosystem for Additive Manufacturing Powder Bed Fusion Processes. In: *JOM* 72 (2020), Nr. 1, S. 561–576. – DOI 10.1007/s11837-019-03892-z
- [4] CLARE, A. T.; MISHRA, R. S.; MERKLEIN, M.; TAN, H.; TODD, I.; CHECHIK, L.; LI, J.; BAMBACH, M.: Alloy design and adaptation for additive manufacture. In: *Journal of materials processing technology* 299 (2022), S. 117358. – DOI 10.1016/j.jmatprotec.2021.117358
- [5] LOH, Giselle H.; PEI, Eujin; HARRISON, David; MONZÓN, Mario D.: An overview of functionally graded additive manufacturing. In: *Additive Manufacturing* 23 (2018), S. 34–44. – DOI 10.1016/j.addma.2018.06.023
- [6] EQUBAL, Azhar; SOOD, Anoop K.; SHAMIM, Mohammad: Rapid tooling: A major shift in tooling practice. In: *Manufacturing and Industrial Engineering* 14 (2015), Nr. 3-4. – DOI 10.12776/mie.v14i3-4.325
- [7] SHINDE, Mahesh S.; ASHTANKAR, Kishor M.: Additive manufacturing-assisted conformal cooling channels in mold manufacturing processes. In: *Advances in Mechanical Engineering* 9 (2017), Nr. 5. – DOI 10.1177/1687814017699764
- [8] BOOS, Wolfgang; ARNTZ, Kristian; KELZENBERG, Christoph; PRÜMMER, Marcel; EBBECKE, Christoph; FREY, Christoph; DANNEN, Tammo: Erfolgreich Additive Manufacturing nutzen im Werkzeugbau. (2021). <https://publica.fraunhofer.de/handle/publica/301359>, Abruf: 01.09.2023
- [9] CHANTZIS, Dimitrios; LIU, Xiaochuan; POLITIS, Denis J.; EL FAKIR, Omer;

- CHUA, Teun Y.; SHI, Zhusheng; WANG, Liliang: Review on additive manufacturing of tooling for hot stamping. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 109 (2020), Nr. 1-2, S. 87–107. – DOI 10.1007/s00170–020–05622–1
- [10] NARASIMHARAJU, Shubhavardhan R.; ZENG, Wenhan; SEE, Tian L.; ZHU, Zicheng; SCOTT, Paul; JIANG, Xiangqian; LOU, Shan: A comprehensive review on laser powder bed fusion of steels: Processing, microstructure, defects and control methods, mechanical properties, current challenges and future trends. In: *Journal of Manufacturing Processes* 75 (2022), S. 375–414. – DOI 10.1016/j.jmapro.2021.12.033
- [11] GIBSON, Ian; ROSEN, David; STRUCKER, Brent; KHORASANI, Mahyar: *Additive Manufacturing Technologies*. Springer Cham, 2021. – DOI 10.1007/978–3–030–56127–7
- [12] GEBHARDT, Andreas: *Generative Fertigungsverfahren: Additive Manufacturing und 3D Drucken für Prototyping - Tooling - Produktion*. 4., neu bearbeitete und erweiterte Auflage. München : Hanser Verlag, 2013 (Hanser eLibrary). – DOI 10.3139/9783446436527
- [13] DEBROY, T.; WEI, H. L.; ZUBACK, J. S.; MUKHERJEE, T.; ELMER, J. W.; MILEWSKI, J. O.; BEESE, A. M.; WILSON-HEID, A.; DE, A.; ZHANG, W.: Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. In: *Progress in Materials Science* 92 (2018), S. 112–224. – DOI 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001
- [14] DIN 8580:2003-09: *Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung*
- [15] DEBROY, T.; MUKHERJEE, T.; WEI, H. L.; ELMER, J. W.; MILEWSKI, J. O.: Metallurgy, mechanistic models and machine learning in metal printing. In: *Nature Reviews Materials* 6 (2021), Nr. 1, S. 48–68. – DOI 10.1038/s41578–020–00236–1
- [16] YADROITSEV, Igor; YADROITSAVA, Ina; DU PLESSIS, Anton: 2 - Basics of laser powder bed fusion. Version: 2021. In: YADROITSEV, Igor (Hrsg.); YADROITSAVA, Ina (Hrsg.); DU PLESSIS, Anton (Hrsg.); MACDONALD, Eric (Hrsg.): *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals*. Elsevier, 2021 (Additive Manufacturing Materials and Technologies). S. 15–38. – DOI 10.1016/B978–0–12–824090–8.00024–X
- [17] LIU, Binqi; FANG, Gang; LEI, Liping; LIU, Wei: Experimental and numerical exploration of defocusing in Laser Powder Bed Fusion (LPBF) as an effective processing parameter. In: *Optics & Laser Technology* 149 (2022), S. 107846. – DOI 10.1016/j.optlastec.2022.107846

- [18] KHAIRALLAH, Saad A.; MARTIN, Aiden A.; LEE, Jonathan R. I.; GUSS, Gabe; CALTA, Nicholas P.; HAMMONS, Joshua A.; NIELSEN, Michael H.; CHAPUT, Kevin; SCHWALBACH, Edwin; SHAH, Megna N.; CHAPMAN, Michael G.; WILLEY, Trevor M.; RUBENCHIK, Alexander M.; ANDERSON, Andrew T.; WANG, Y. M.; MATTHEWS, Manyalibo J.; KING, Wayne E.: Controlling interdependent meso-nanosecond dynamics and defect generation in metal 3D printing. In: *Science (New York, N.Y.)* 368 (2020), Nr. 6491, S. 660–665. – DOI 10.1126/science.aay7830
- [19] BAJAJ, Priyanshu; WRIGHT, Jonathan; TODD, Iain; JÄGLE, Eric A.: Predictive process parameter selection for Selective Laser Melting Manufacturing: Applications to high thermal conductivity alloys. In: *Additive Manufacturing* 27 (2019), S. 246–258. – DOI 10.1016/j.addma.2018.12.003
- [20] PATEL, Sagar; VLASEA, Mihaela: Melting modes in laser powder bed fusion. In: *Materialia* 9 (2020), S. 100591. – DOI 10.1016/j.mtla.2020.100591
- [21] BRANDAU, Benedikt; DA SILVA, Adrien; WILSNACK, Christoph; BRUECKNER, Frank; KAPLAN, Alexander F.: Absorbance study of powder conditions for laser additive manufacturing. In: *Materials & Design* 216 (2022), S. 110591. – DOI 10.1016/j.matdes.2022.110591
- [22] TRAPP, Johannes; RUBENCHIK, Alexander M.; GUSS, Gabe; MATTHEWS, Manyalibo J.: In situ absorptivity measurements of metallic powders during laser powder-bed fusion additive manufacturing. In: *Applied Materials Today* 9 (2017), S. 341–349. – DOI 10.1016/j.apmt.2017.08.006
- [23] BERGMUELLER, Simon; GERHOLD, Lukas; FUCHS, Lorenz; KASERER, Lukas; LEICHTFRIED, Gerhard: Systematic approach to process parameter optimization for laser powder bed fusion of low-alloy steel based on melting modes. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2023). – DOI 10.1007/s00170-023-11377-2
- [24] LIU, Jinge; WEN, Peng: Metal vaporization and its influence during laser powder bed fusion process. In: *Materials & Design* 215 (2022), S. 110505. – DOI 10.1016/j.matdes.2022.110505
- [25] WANG, Hongze; ZOU, Yu: Microscale interaction between laser and metal powder in powder-bed additive manufacturing: Conduction mode versus keyhole mode. In: *International Journal of Heat and Mass Transfer* 142 (2019), S. 118473. – DOI 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.118473
- [26] MARTIN, Aiden A.; CALTA, Nicholas P.; KHAIRALLAH, Saad A.; WANG, Jenny; DEPOND, Phillip J.; FONG, Anthony Y.; THAMPY, Vivek; GUSS, Gabe M.; KISS, Andrew M.; STONE, Kevin H.; TASSONE, Christopher J.; NELSON WEKER, Johanna; TONEY, Michael F.; VAN BUUREN, Tony; MATTHEWS, Manyalibo J.:



- Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing. In: *Nature communications* 10 (2019), Nr. 1, S. 1987. – DOI 10.1038/s41467-019-10009-2
- [27] MEIER, Christoph; PENNY, Ryan W.; ZOU, Yu; GIBBS, Jonathan S.; HART, A. J.: Thermophysical Phenomena in Metal Additive Manufacturing by Selective Laser Melting: Fundamentals, Modeling, Simulation and Experimentation. In: *Annual Review of Heat Transfer* 20 (2017), Nr. 1, 241–316. – DOI 10.1615/AnnualRevHeatTransfer.2018019042
- [28] GRAF, Gregor; NOURI, Niki; DIETRICH, Stefan; ZANGER, Frederik; SCHULZE, Volker: Dual-Laser PBF-LB Processing of a High-Performance Maraging Tool Steel FeNiCoMoVTiAl. In: *Materials* 14 (2021), Nr. 15, S. 4251. – DOI 10.3390/ma14154251
- [29] DAMON, James; KOCH, Robin; KAISER, Daniel; GRAF, Gregor; DIETRICH, Stefan; SCHULZE, Volker: Process development and impact of intrinsic heat treatment on the mechanical performance of selective laser melted AISI 4140. In: *Additive Manufacturing* 28 (2019), S. 275–284. – DOI 10.1016/j.addma.2019.05.012
- [30] KRAKHMALEV, P.; YADROITSAVA, I.; FREDRIKSSON, G.; YADROITSEV, I.: In situ heat treatment in selective laser melted martensitic AISI 420 stainless steels. In: *Materials & Design* 87 (2015), S. 380–385. – DOI 10.1016/j.matdes.2015.08.045
- [31] PANTAWANE, Mangesh V.; HO, Yee-Hsien; JOSHI, Sameeha S.; DAHOTRE, Narendra B.: Computational Assessment of Thermokinetics and Associated Microstructural Evolution in Laser Powder Bed Fusion Manufacturing of Ti6Al4V Alloy. In: *Scientific reports* 10 (2020), Nr. 1, S. 7579. – DOI 10.1038/s41598-020-63281-4
- [32] PLATL, Jan; BODNER, Sabine; HOFER, Christina; LANDEFELD, Andreas; LEITNER, Harald; TURK, Christoph; NIELSEN, Marc-André; DEMIR, Ali G.; PREVITALI, Barbara; KECKES, Jozef; SCHNITZER, Ronald: Cracking mechanism in a laser powder bed fused cold-work tool steel: The role of residual stresses, microstructure and local elemental concentrations. In: *Acta Materialia* 225 (2022), S. 117570. – DOI 10.1016/j.actamat.2021.117570
- [33] SAEWE, Jasmin; GAYER, Christoph; VOGELPOTH, Andreas; SCHLEIFENBAUM, Johannes H.: Feasibility Investigation for Laser Powder Bed Fusion of High-Speed Steel AISI M50 with Base Preheating System. In: *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 164 (2019), Nr. 3, S. 101–107. – DOI 10.1007/s00501-019-0828-y
- [34] KRUTH, J. P.; FROYEN, L.; VAN VAERENBERGH, J.; MERCELIS, P.; ROMBOUTS, M.;

- LAUWERS, B.: Selective laser melting of iron-based powder. In: *Journal of materials processing technology* 149 (2004), Nr. 1-3, S. 616–622. – DOI 10.1016/j.jmatprotec.2003.11.051
- [35] REHME, O.; EMMELMANN, C.; BEYER, E.: Reproducibility for properties of selective laser melting products. (2005), 227–232. <https://www.tib.eu/de/suchen/id/BLCP%3ACN068599180>, Abruf: 01.09.2023
- [36] SCIPIONI BERTOLI, Umberto; WOLFER, Alexander J.; MATTHEWS, Manyalibo J.; DELPLANQUE, Jean-Pierre R.; SCHOENUNG, Julie M.: On the limitations of Volumetric Energy Density as a design parameter for Selective Laser Melting. In: *Materials & Design* 113 (2017), S. 331–340. – DOI 10.1016/j.matdes.2016.10.037
- [37] ELLENDT, Nils; FABRICIUS, Fabian; TOENJES, Anastasiya: PoreAnalyzer—An Open-Source Framework for the Analysis and Classification of Defects in Additive Manufacturing. In: *Applied Sciences* 11 (2021), Nr. 13, S. 6086. – DOI 10.3390/app11136086
- [38] MOSTAFAEI, Amir; ZHAO, Cang; HE, Yining; REZA GHIAASIAAN, Seyed; SHI, Bo; SHAO, Shuai; SHAMSAEI, Nima; WU, Ziheng; KOURAYTEM, Nadia; SUN, Tao; PAUZA, Joseph; GORDON, Jerard V.; WEBLER, Bryan; PARAB, Niranjana D.; ASHERLOO, Mohammadreza; GUO, Qilin; CHEN, Lianyi; ROLLETT, Anthony D.: Defects and anomalies in powder bed fusion metal additive manufacturing. In: *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 26 (2022), Nr. 2, S. 100974. – DOI 10.1016/j.cossms.2021.100974
- [39] BOURELL, David; KRUTH, Jean P.; LEU, Ming; LEVY, Gideon; ROSEN, David; BEESE, Allison M.; CLARE, Adam: Materials for additive manufacturing. In: *CIRP Annals* 66 (2017), Nr. 2, S. 659–681. – DOI 10.1016/j.cirp.2017.05.009
- [40] ALIGNANO, F.; GALATI, M.; IULIANO, L.: A Metal Powder Bed Fusion Process in Industry: Qualification Considerations. In: *Machines* 7 (2019), Nr. 4, S. 72. – DOI 10.3390/machines7040072
- [41] KURZYNOWSKI, Tomasz; STOPYRA, Wojciech; GRUBER, Konrad; ZIÓŁKOWSKI, Grzegorz; KUŹNICKA, Bogumiła; CHLEBUS, Edward: Effect of Scanning and Support Strategies on Relative Density of SLM-ed H13 Steel in Relation to Specimen Size. In: *Materials (Basel, Switzerland)* 12 (2019), Nr. 2. – DOI 10.3390/ma12020239
- [42] JIA, Haolin; SUN, Hua; WANG, Hongze; WU, Yi; WANG, Haowei: Scanning strategy in selective laser melting (SLM): a review. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 113 (2021), Nr. 9-10, S. 2413–2435. – DOI 10.1007/s00170-021-06810-3

- [43] HASANABADI, Mahyar; KESHAVARZKERMAI, Ali; ASGARI, Hamed; AZIZI, Nadia; GERLICH, Adrian; TOYSERKANI, Ehsan: In-situ microstructure control by laser post-exposure treatment during laser powder-bed fusion. In: *Additive Manufacturing Letters* 4 (2023), S. 100110. – DOI 10.1016/j.addlet.2022.100110
- [44] SLM SOLUTIONS GROUP AG: *Eigenkapitalforum 2019*. [https://www.slm-solutions.com/fileadmin/Content/Investor\\_Relations/29\\_SLM\\_Eigenkapitalforum\\_20191126.pdf](https://www.slm-solutions.com/fileadmin/Content/Investor_Relations/29_SLM_Eigenkapitalforum_20191126.pdf), Abruf: 01.09.2023
- [45] YIN, Jie; WANG, Dengzhi; WEI, Huiliang; YANG, Liangliang; KE, Linda; HU, Mingyong; XIONG, Wei; WANG, Guoqing; ZHU, Haihong; ZENG, Xiaoyan: Dual-beam laser-matter interaction at overlap region during multi-laser powder bed fusion manufacturing. In: *Additive Manufacturing* 46 (2021), S. 102178. – DOI 10.1016/j.addma.2021.102178
- [46] MASOOMI, Mohammad; THOMPSON, Scott M.; SHAMSAEI, Nima: Quality part production via multi-laser additive manufacturing. In: *Manufacturing Letters* 13 (2017), S. 15–20. – DOI 10.1016/j.mfglet.2017.05.003
- [47] LI, Fangzhi; WANG, Zemin; ZENG, Xiaoyan: Microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V alloy fabricated by multi-laser beam selective laser melting. In: *Materials Letters* 199 (2017), S. 79–83. – DOI 10.1016/j.matlet.2017.04.050
- [48] ABE, F.; OSAKADA, K.; SHIOMI, M.; UEMATSU, K.; MATSUMOTO, M.: The manufacturing of hard tools from metallic powders by selective laser melting. In: *Journal of materials processing technology* 111 (2001), Nr. 1-3, S. 210–213. – DOI 10.1016/S0924–0136(01)00522–2
- [49] THORSTEN HEELING; MARCEL GERSTGRASSER; KONRAD WEGENER: Investigation of selective laser melting spatter characteristics for single- and multi-beam strategies using high speed imaging. (2017). [https://www.wlt.de/lim/Proceedings2017/Data/PDF/Contribution10\\_final.pdf](https://www.wlt.de/lim/Proceedings2017/Data/PDF/Contribution10_final.pdf), Abruf: 01.09.2023
- [50] HEELING, Thorsten; WEGENER, Konrad: The effect of multi-beam strategies on selective laser melting of stainless steel 316L. In: *Additive Manufacturing* 22 (2018), S. 334–342. – DOI 10.1016/j.addma.2018.05.026
- [51] TSAI, Chun-Yu; CHENG, Chung-Wei; LEE, An-Chen; TSAI, Mi-Ching: Synchronized multi-spot scanning strategies for the laser powder bed fusion process. In: *Additive Manufacturing* 27 (2019), S. 1–7. – DOI 10.1016/j.addma.2019.02.009
- [52] ZAVALA-ARREDONDO, Miguel; BOONE, Nicholas; WILLMOTT, Jon; CHILDS, David T.; IVANOV, Pavlo; GROOM, Kristian M.; MUMTAZ, Kamran: Laser

- diode area melting for high speed additive manufacturing of metallic components. In: *Materials & Design* 117 (2017), S. 305–315. – DOI 10.1016/j.matdes.2016.12.095
- [53] BELAY, Gebirie Y.; KINDS, Yannis; GOOSSENS, Louca; GURUNG, Kopila; BOSMANS, Niels; DILTOER, Reginald; ERALY, Jeroen; VERVAEKE, Michael; THIENPONT, Hugo; VAN HOOREWEDER, Brecht; VAN ERPS, Jürgen: Dynamic optical beam shaping system to generate Gaussian and top-hat laser beams of various sizes with circular and square footprint for Additive Manufacturing applications. In: *Procedia CIRP* 111 (2022), S. 75–80. – DOI 10.1016/j.procir.2022.08.134
- [54] GUSAROV, Andrey V.: 4 - Physics and modeling. Version: 2021. In: YADROITSEV, Igor (Hrsg.); YADROITSAVA, Ina (Hrsg.); DU PLESSIS, Anton (Hrsg.); MACDONALD, Eric (Hrsg.): *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals*. Elsevier, 2021 (Additive Manufacturing Materials and Technologies). S. 79–117. – DOI 10.1016/B978-0-12-824090-8.00008-1
- [55] BAYAT, Mohamad; DONG, Wen; THORBORG, Jesper; TO, Albert C.; HATTEL, Jesper H.: A review of multi-scale and multi-physics simulations of metal additive manufacturing processes with focus on modelling strategies. In: *Additive Manufacturing* (2021), S. 102278. – DOI 10.1016/j.addma.2021.102278
- [56] PROMOPPATUM, Patcharapit; YAO, Shi-Chune; PISTORIUS, P. C.; ROLLETT, Anthony D.: A Comprehensive Comparison of the Analytical and Numerical Prediction of the Thermal History and Solidification Microstructure of Inconel 718 Products Made by Laser Powder-Bed Fusion. In: *Engineering* 3 (2017), Nr. 5, S. 685–694. – DOI 10.1016/J.ENG.2017.05.023
- [57] MYHR, O. R.; GRONG, Ø.: Dimensionless maps for heat flow analyses in fusion welding. In: *Acta Metallurgica et Materialia* 38 (1990), Nr. 3, S. 449–460. – DOI 10.1016/0956-7151(90)90151-6
- [58] MOHAMMADPOUR, P.; PHILLION, A. B.: Solidification microstructure selection maps for laser powder bed fusion of multicomponent alloys. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 861 (2020), Nr. 1, S. 012005. – DOI 10.1088/1757-899X/861/1/012005
- [59] HEELING, Thorsten; WEGENER, Konrad: Computational Investigation of Synchronized Multibeam Strategies for the Selective Laser Melting Process. In: *Physics Procedia* 83 (2016), S. 899–908. – DOI 10.1016/j.phpro.2016.08.094
- [60] EVANS, Rachel; GOCKEL, Joy: Modeling the effects of coordinated multi-beam additive manufacturing. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 115 (2021), Nr. 4, S. 1075–1087. – DOI 10.1007/s00170-021-07279-w

- [61] PROMOPPATUM, Patcharapit: Dual-laser powder bed fusion additive manufacturing: computational study of the effect of process strategies on thermal and residual stress formations. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2022). – DOI 10.1007/s00170-022-09412-9
- [62] RAY, A. K.; MONDAL, S.; DAS, S. K.; RAMACHANDRARAO, P.: Bamboo—A functionally graded composite-correlation between microstructure and mechanical strength. In: *Journal of Materials Science* 40 (2005), Nr. 19, S. 5249–5253. – DOI 10.1007/s10853-005-4419-9
- [63] KOIZUMI, M.; NIINO, M.: Overview of FGM Research in Japan. In: *MRS Bulletin* 20 (1995), Nr. 1, S. 19–21. – DOI 10.1557/S0883769400048867
- [64] EL-GALY, Islam M.; SALEH, Bassiouny I.; AHMED, Mahmoud H.: Functionally graded materials classifications and development trends from industrial point of view. In: *SN Applied Sciences* 1 (2019), Nr. 11. – DOI 10.1007/s42452-019-1413-4
- [65] MAHMOUD, Dalia; ELBESTAWI, Mohamed: Lattice Structures and Functionally Graded Materials Applications in Additive Manufacturing of Orthopedic Implants: A Review. In: *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 1 (2017), Nr. 2, S. 13. – DOI 10.3390/jmmp1020013
- [66] GROSSWENDT, Felix; BECKER, Louis; RÖTTGER, Arne; CHEHREH, Abootorab B.; STRAUCH, Anna L.; UHLENWINKEL, Volker; LENTZ, Jonathan; WALTHER, Frank; FECHTE-HEINEN, Rainer; WEBER, Sebastian; THEISEN, Werner: Impact of the Allowed Compositional Range of Additively Manufactured 316L Stainless Steel on Processability and Material Properties. In: *Materials (Basel, Switzerland)* 14 (2021), Nr. 15. – DOI 10.3390/ma14154074
- [67] MEHRPOUYA, Mehrshad; TUMA, Daniel; VANEKER, Tom; AFRASIABI, Mohammadreza; BAMBACH, Markus; GIBSON, Ian: Multimaterial powder bed fusion techniques. In: *Rapid Prototyping Journal* 28 (2022), Nr. 11, S. 1–19. – DOI 10.1108/RPJ-01-2022-0014
- [68] DI WANG; LIU, Linqing; DENG, Guowei; DENG, Cheng; BAI, Yuchao; YANG, Yongqiang; WU, Weihui; CHEN, Jie; LIU, Yang; WANG, Yonggang; LIN, Xin; HAN, Changjun: Recent progress on additive manufacturing of multi-material structures with laser powder bed fusion. In: *Virtual and Physical Prototyping* 17 (2022), Nr. 2, S. 329–365. – DOI 10.1080/17452759.2022.2028343
- [69] REICHARDT, Ashley; SHAPIRO, Andrew A.; OTIS, Richard; DILLON, R. P.; BORGONIA, John P.; McENERNEY, Bryan W.; HOSEMANN, Peter; BEESE, Allison M.: Advances in additive manufacturing of metal-based functionally graded materials. In: *International Materials Reviews* 66 (2021), Nr. 1, S. 1–29. –

DOI 10.1080/09506608.2019.1709354

- [70] AHMED, N.; BARSOU, I.; HAIDEMENOPOULOS, G.; AL-RUB, R. A.: Process parameter selection and optimization of laser powder bed fusion for 316L stainless steel: A review. In: *Journal of Manufacturing Processes* 75 (2022), S. 415–434. – DOI 10.1016/j.jmapro.2021.12.064
- [71] BUHAIRI, Minhalina A.; FOUZDI, Farhana M.; JAMHARI, Fathin I.; SULONG, Abu B.; RADZUAN, Nabilah Afiqah M.; MUHAMAD, Norhamidi; MOHAMED, Intan F.; AZMAN, Abdul H.; HARUN, Wan Sharuzi W.; AL-FURJAN, M. S. H.: Review on volumetric energy density: influence on morphology and mechanical properties of Ti6Al4V manufactured via laser powder bed fusion. In: *Progress in Additive Manufacturing* 8 (2023), Nr. 2, S. 265–283. – DOI 10.1007/s40964-022-00328-0
- [72] GOKCEKAYA, Ozkan; ISHIMOTO, Takuya; HIBINO, Shinya; YASUTOMI, Jumpei; NARUSHIMA, Takayuki; NAKANO, Takayoshi: Unique crystallographic texture formation in Inconel 718 by laser powder bed fusion and its effect on mechanical anisotropy. In: *Acta Materialia* 212 (2021), S. 116876. – DOI 10.1016/j.actamat.2021.116876
- [73] GULLANE, Alex; MURRAY, James W.; HYDE, Christopher J.; SANKARE, Simon; EVIRGEN, Alper; CLARE, Adam T.: On the use of multiple layer thicknesses within laser powder bed fusion and the effect on mechanical properties. In: *Materials & Design* 212 (2021), S. 110256. – DOI 10.1016/j.matdes.2021.110256
- [74] KÜRNSTEINER, Philipp; WILMS, Markus B.; WEISHEIT, Andreas; GAULT, Baptiste; JÄGLE, Eric A.; RAABE, Dierk: High-strength Damascus steel by additive manufacturing. In: *Nature* 582 (2020), Nr. 7813, S. 515–519. – DOI 10.1038/s41586-020-2409-3
- [75] ABDELAAL, Osama; HENGSBACH, Florian; SCHAPER, Mirko; HOYER, Kay-Peter: LPBF Manufactured Functionally Graded Lattice Structures Obtained by Graded Density and Hybrid Poisson's Ratio. In: *Materials (Basel, Switzerland)* 15 (2022), Nr. 12. – DOI 10.3390/ma15124072
- [76] LUBKOWITZ, Victor; ALBER, Jonas; ZANGER, Frederik: PBF-LB Process-Induced Regular Cavities for Lightweight AlSi10Mg Structures. In: *Materials (Basel, Switzerland)* 14 (2021), Nr. 21. – DOI 10.3390/ma14216665
- [77] FRENZEL, Tobias; KADIC, Muamer; WEGENER, Martin: Three-dimensional mechanical metamaterials with a twist. In: *Science (New York, N.Y.)* 358 (2017), Nr. 6366, S. 1072–1074. – DOI 10.1126/science.aao4640
- [78] DIN EN ISO 4957:2018-11: Werkzeugstähle

- [79] BAJAJ, P.; HARIHARAN, A.; KINI, A.; KÜRNSTEINER, P.; RAABE, D.; JÄGLE, E. A.: Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. In: *Materials Science and Engineering: A* 772 (2020), S. 138633. – DOI 10.1016/j.msea.2019.138633
- [80] SCHULZE, Günter: *Die Metallurgie des Schweissens: Eisenwerkstoffe - nicht-eisenmetallische Werkstoffe*. 4. Aufl. Heidelberg : Springer, 2010 (VDI-Buch). – ISBN 9783642031823
- [81] MERTENS, R.; VRANCKEN, B.; HOLMSTOCK, N.; KINDS, Y.; KRUTH, J.-P.; VAN HUMBEECK, J.: Influence of Powder Bed Preheating on Microstructure and Mechanical Properties of H13 Tool Steel SLM Parts. In: *Physics Procedia* 83 (2016), S. 882–890. – DOI 10.1016/j.phpro.2016.08.092
- [82] HE, Yining; ZHONG, Ming; BEUTH, Jack; WEBLER, Bryan: A study of microstructure and cracking behavior of H13 tool steel produced by laser powder bed fusion using single-tracks, multi-track pads, and 3D cubes. In: *Journal of materials processing technology* 286 (2020), S. 116802. – DOI 10.1016/j.jmatprotec.2020.116802
- [83] WU, Liang; DAS, Suvajeet; GRIDIN, Witalij; LEUDERS, Stefan; KAHLERT, Moritz; VOLLMER, Malte; NIENDORF, Thomas: Hot Work Tool Steel Processed by Laser Powder Bed Fusion: A Review on Most Relevant Influencing Factors. In: *Advanced Engineering Materials* 23 (2021), Nr. 7, S. 2100049. – DOI 10.1002/adem.202100049
- [84] DEIRMINA, Faraz; PEGHINI, Nicola; ALMANGOUR, Bandar; GRZESIAK, Dariusz; PELLIZZARI, Massimo: Heat treatment and properties of a hot work tool steel fabricated by additive manufacturing. In: *Materials Science and Engineering: A* 753 (2019), S. 109–121. – DOI 10.1016/j.msea.2019.03.027
- [85] SAEWE, J.; CARSTENSEN, N.; KÜRNSTEINER, P.; JÄGLE, E. A.; SCHLEIFENBAUM, J. H.: Influence of increased carbon content on the processability of high-speed steel HS6-5-3-8 by laser powder bed fusion. In: *Additive Manufacturing* 46 (2021), S. 102125. – DOI 10.1016/j.addma.2021.102125
- [86] F. HABIBY; A. UL HAQ; A.Q. KHAN: The Properties and Applications of 18% Nickel Maraging Steels. In: *Materials Technology* 9 (1994), Nr. 11-12, S. 246–252. – DOI 10.1080/10667857.1994.11785084
- [87] DA FONSECA, Daniela Passarelo M.; FEITOSA, Ana Larissa M.; CARVALHO, Leandro G.; PLAUT, Ronald L.; PADILHA, Angelo F.: A Short Review on Ultra-High-Strength Maraging Steels and Future Perspectives. In: *Materials Research* 24 (2021), Nr. 1. – DOI 10.1590/1980-5373-mr-2020-0470
- [88] MOONEY, Barry; KOUROUSIS, Kyriakos: A Review of Factors Affecting the Me-

- chanical Properties of Maraging Steel 300 Fabricated via Laser Powder Bed Fusion. In: *Metals* 10 (2020), Nr. 9, S. 1273. – DOI 10.3390/met10091273
- [89] KUČEROVÁ, Ludmila; ZETKOVÁ, Ivana; JANDOVÁ, Andrea; BYSTRJANSKÝ, Martin: Microstructural characterisation and in-situ straining of additively-manufactured X3NiCoMoTi 18-9-5 maraging steel. In: *Materials Science and Engineering: A* 750 (2019), S. 70–80. – DOI 10.1016/j.msea.2019.02.041
- [90] JÄGLE, Eric A.; CHOI, Pyuck-Pa; VAN HUMBEECK, Jan; RAABE, Dierk: Precipitation and austenite reversion behavior of a maraging steel produced by selective laser melting. In: *Journal of Materials Research* 29 (2014), Nr. 17, S. 2072–2079. – DOI 10.1557/jmr.2014.204
- [91] SONG, Jun; TANG, Qian; FENG, Qixiang; MA, Shuai; SETCHI, Rossitza; LIU, Ying; HAN, Quanquan; FAN, Xiaojie; ZHANG, Mengxiang: Effect of heat treatment on microstructure and mechanical behaviours of 18Ni-300 maraging steel manufactured by selective laser melting. In: *Optics & Laser Technology* 120 (2019), S. 105725. – DOI 10.1016/j.optlastec.2019.105725
- [92] TRUONG, T. D.; ASALA, G.; OLA, O. T.; OJO, Olanrewaju; ODESHI, Akindele: Effects of Process Parameters and Loading Direction on the Impact Strength of Additively Manufactured 18%Ni-M350 Maraging Steel Under Dynamic Impact Loading. (2023). – DOI 10.2139/ssrn.4378266
- [93] WEI, Siyuan; KUMAR, Punit; LAU, Kwang B.; WU, Delvin; LIEW, Laura-Lynn; WEI, Fengxia; TEO, Siew L.; CHEONG, Augustine; NG, Chee K.; ZHANG, Baicheng; TAN, Cheng C.; WANG, Pei; RAMAMURTY, Upadrasta: Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 2.4 GPa grade maraging steel fabricated by laser powder bed fusion. In: *Additive Manufacturing* 59 (2022), S. 103190. – DOI 10.1016/j.addma.2022.103190
- [94] MARCISZ, J.; STĘPIEŃ, J.: Short-Time Ageing of MS350 Maraging Steel with and Without Plastic Deformation. In: *Archives of Metallurgy and Materials* 59 (2014), Nr. 2, S. 513–520. – DOI 10.2478/amm-2014-0085
- [95] MARCISZ, J.; ADAMCZYK, M.; GARBARZ, B.: Optimisation of Mechanical Properties of 18%Ni350 Grade Maraging Steel Using Novel Heat Treatment. In: *Archives of Metallurgy and Materials* 62 (2017), Nr. 1, S. 73–84. – DOI 10.1515/amm-2017-0010
- [96] SHEKHTER, A.; AARONSON, H. I.; MILLER, M. R.; RINGER, S. P.; PERELOMA, E. V.: Effect of aging and deformation on the microstructure and properties of Fe-Ni-Ti maraging steel. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 35 (2004), Nr. 3, S. 973–983. – DOI 10.1007/s11661-004-0024-9
- [97] PERELOMA, E. V.; STOHR, R. A.; MILLER, M. K.; RINGER, S. P.: Observation of



- Precipitation Evolution in Fe-Ni-Mn-Ti-Al Maraging Steel by Atom Probe Tomography. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 40 (2009), Nr. 13, S. 3069–3075. – DOI 10.1007/s11661-009-9993-z
- [98] SANTHOSH SARANG, D. M.; DIVYA, K.; TELASANG, Gururaj; SOUNDARAPANDIAN, S.; BATHE, Ravi; PADMANABHAM, G.: Additively Manufactured High-Performance Conformally Cooled H13 Tool Steel Die Insert for Pressure Die Casting. In: *Transactions of the Indian National Academy of Engineering* (2021). – DOI 10.1007/s41403-021-00233-y
- [99] PIEKŁO, Jarosław; GARBACZ-KLEMPKA, Aldona: Use of Maraging Steel 1.2709 for Implementing Parts of Pressure Mold Devices with Conformal Cooling System. In: *Materials (Basel, Switzerland)* 13 (2020), Nr. 23. – DOI 10.3390/ma13235533
- [100] KIRCHHEIM, Andreas; KATRODIYA, Yogeshkumar; ZUMOFEN, Livia; EHRIG, Frank; WICK, Curdin: Dynamic conformal cooling improves injection molding. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 114 (2021), Nr. 1-2, S. 107–116. – DOI 10.1007/s00170-021-06794-0
- [101] ASNAFI, Nader; RAJALAMPI, Jukka; ASPENBERG, David; ALVEFLO, Anton: Production Tools Made by Additive Manufacturing Through Laser-based Powder Bed Fusion. In: *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 165 (2020), Nr. 3, S. 125–136. – DOI 10.1007/s00501-020-00961-8
- [102] LAKNER, T.; BERGS, T.; DÖBBELER, B.: Additively manufactured milling tool with focused cutting fluid supply. In: *Procedia CIRP* 81 (2019), S. 464–469. – DOI 10.1016/j.procir.2019.03.118
- [103] ZABALA, B.; FERNANDEZ, X.; RODRIGUEZ, J. C.; LÓPEZ-ORTEGA, A.; FUENTES, E.; BAYÓN, R.; IGARTUA, A.; GIROT, F.: Mechanism-based wear models for plastic injection moulds. In: *Wear* 440-441 (2019), S. 203105. – DOI 10.1016/j.wear.2019.203105
- [104] SLM SOLUTIONS GMBH: *SLM 280HL Selective LaserMelting System*. <https://pdf.directindustry.com/pdf/slm-solutions/slm-280-h1/114591-626987.html>, Abruf: 01.09.2023
- [105] SCANLAB: *Installation und Inbetriebnahme RTC®5 PCI-Karte, RTC®5 PCI-Express-Karte, RTC®5 PC/104-Plus-Karte und RTC®5 PCIe/104-Karte für die Scan-Kopf- und Lasersteuerung in Echtzeit*. <https://www.manualslib.de/manual/351204/Scanlab-Rtc-5.html>, Abruf: 01.09.2023
- [106] MAZUR, Maciej; BENOIT, Michael; EASTON, Mark; BRANDT, Milan: Selective laser melting of Inconel 625 alloy with reduced defect formation. In: *Journal of Laser Applications* 32 (2020), Nr. 2, S. 022058. – DOI 10.2351/7.0000093

- [107] SLM SOLUTIONS GMBH: *Gas Flow Upgrade für SLM 280*. <https://pdf.aeroexpo.online/pdf/slm-solutions-gmbh/gas-flow-upgrade-fuer-slm-280/170578-4423.html>, Abruf: 01.09.2023
- [108] VISION RESEARCH INC.: *Phantom VEO 1310*. <https://www.phantomhighspeed.com/products/cameras/veo/veo1310>, Abruf: 01.09.2023
- [109] SLM SOLUTIONS GROUP AG: *Material Data Sheet Tool Steel 1.2709 / A646 / M300*. [https://www.slm-solutions.com/fileadmin/Content/Powder/MDS/MDS\\_Fe-Alloy\\_12709\\_1219\\_EN.pdf](https://www.slm-solutions.com/fileadmin/Content/Powder/MDS/MDS_Fe-Alloy_12709_1219_EN.pdf), Abruf: 01.09.2023
- [110] *DIN EN ISO 4490:2018-08: Metallpulver - Bestimmung der Durchflussrate mit Hilfe eines kalibrierten Trichters (Hall flowmeter)*
- [111] *DIN 50125:2016-12: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*
- [112] *DIN EN ISO 6508-1:2016-12: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Rockwell - Teil 1: Prüfverfahren*
- [113] *DIN EN ISO 6507-1:2018-07: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren*
- [114] SCHWENCK, Daniel; ELLENDT, Nils; FISCHER-BÜHNER, Jörg; HOFMANN, Peter; UHLENWINKEL, Volker: A novel convergent-divergent annular nozzle design for close-coupled atomisation. In: *Powder Metallurgy* 60 (2017), Nr. 3, S. 198–207. – DOI 10.1080/00325899.2017.1291098
- [115] SCHWENCK, Daniel; ELLENDT, Nils; MÄDLER, Lutz; FISCHER-BÜHNER, Jörg; HOFMANN, Peter; UHLENWINKEL, Volker: Generation of small batch high quality metal powder. In: *Powder Metallurgy* 57 (2014), Nr. 3, S. 171–175. – DOI 10.1179/0032589914Z.000000000177
- [116] GRAF, Gregor; NEUENFELDT, Manuela; MÜLLER, Tobias; FISCHER-BÜHNER, Jörg; BECKERS, Daniel; DONISI, Sven; ZANGER, Frederik; SCHULZE, Volker: Efficient Qualification Strategy of New Steel Alloys for Laser Powder Bed Fusion. In: *Advanced Materials Research* 1161 (2021), 4, S. 27–36. – DOI 10.4028/www.scientific.net/AMR.1161.27
- [117] ZAJAC, Stanislaw: Expanded Use of Vanadium in New Generations of High Strength Steels. In: *Steel Product Metallurgy and Applications* (2006), 317–326. [https://vanitec.org/images/papers/Expanded\\_use\\_of\\_V\\_in\\_new\\_generations\\_of\\_HS\\_steels\\_-\\_Zajac.pdf](https://vanitec.org/images/papers/Expanded_use_of_V_in_new_generations_of_HS_steels_-_Zajac.pdf), Abruf: 01.09.2023
- [118] MUTUA, James; NAKATA, Shinya; ONDA, Tetsuhiko; CHEN, Zhong-Chun: Op-

- timization of selective laser melting parameters and influence of post heat treatment on microstructure and mechanical properties of maraging steel. In: *Materials & Design* 139 (2018), S. 486–497. – DOI 10.1016/j.matdes.2017.11.042
- [119] KUNZ, Johannes; SAEWE, Jasmin; HERZOG, Simone; KALETSCHE, Anke; SCHLEIFENBAUM, Johannes H.; BROECKMANN, Christoph: Mechanical Properties of High-Speed Steel AISI M50 Produced by Laser Powder Bed Fusion. In: *steel research international* 91 (2020), Nr. 5, S. 1900562. – DOI 10.1002/srin.201900562
- [120] HEIGEL, J. C.; LANE, B. M.: Measurement of the Melt Pool Length During Single Scan Tracks in a Commercial Laser Powder Bed Fusion Process. In: *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 140 (2018), Nr. 5. – DOI 10.1115/1.4037571
- [121] SONG, Jun; TANG, Qian; FENG, Qixiang; HAN, Quanquan; MA, Shuai; CHEN, Hao; GUO, Fuyu; SETCHI, Rossitza: Effect of remelting processes on the microstructure and mechanical behaviours of 18Ni-300 maraging steel manufactured by selective laser melting. In: *Materials Characterization* 184 (2022), S. 111648. – DOI 10.1016/j.matchar.2021.111648
- [122] DI, Wang; YONGQIANG, Yang; XUBIN, Su; YONGHUA, Chen: Study on energy input and its influences on single-track, multi-track, and multi-layer in SLM. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 58 (2012), Nr. 9-12, S. 1189–1199. – DOI 10.1007/s00170-011-3443-y
- [123] DEMIR, Ali G.; PREVITALI, Barbara: Investigation of remelting and preheating in SLM of 18Ni300 maraging steel as corrective and preventive measures for porosity reduction. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 93 (2017), Nr. 5-8, S. 2697–2709. – DOI 10.1007/s00170-017-0697-z

## Liste der eigenen Publikationen

Damon, James; Hanemann, Theresa; Dietrich, Stefan; Graf, Gregor; Lang, Karl-Heinz; Schulze, Volker: Orientation dependent fatigue performance and mechanisms of selective laser melted maraging steel X3NiCoMoTi18-9-5. In: International Journal of Fatigue 127 (2019), S. 395-402. - DOI 10.1016/j.ijfatigue.2019.06.025

Damon, James; Koch, Robin; Kaiser, Daniel; Graf, Gregor; Dietrich, Stefan; Schulze, Volker: Process development and impact of intrinsic heat treatment on the mechanical performance of selective laser melted AISI 4140. In: Additive Manufacturing 28 (2019), S. 275-284. - DOI 10.1016/j.addma.2019.05.012

Jedynak, Angelika; Sviridov, Alexander; Bambach, Markus; Beckers, Daniel; Graf, Gregor: On the Potential of Using Selective Laser Melting for the Fast Development of Forging Alloys at the Example of Waspaloy. In: Procedia Manufacturing 47 (2020), S. 1149-1153. - DOI 10.1016/j.promfg.2020.04.138

Graf, Gregor; Neuenfeldt, Manuela; Müller, Tobias; Fischer-Bühner, Jörg; Beckers, Daniel; Donisi, Sven; Zanger, Frederik; Schulze, Volker: Efficient Qualification Strategy of New Steel Alloys for Laser Powder Bed Fusion. In: Advanced Materials Research 1161 (2021), S. 27-36. - DOI 10.4028/www.scientific.net/AMR.1161.27

Graf, Gregor; Nouri, Niki; Dietrich, Stefan; Zanger, Frederik; Schulze, Volker: Dual-Laser PBF-LB Processing of a High-Performance Maraging Tool Steel FeNi-CoMoVTiAl. In: Materials 14 (2021), Nr. 15, S. 4251. - DOI 10.3390/ma14154251

Nouri, Niki; Li, Qing; Damon, James; Mühl, Fabian; Graf, Gregor; Dietrich, Stefan; Schulze, Volker: Characterization of a novel maraging steel for laser-based powder bed fusion: optimization of process parameters and post heat treatments. In: Journal of Materials Research and Technology 18 (2022), S. 931-942. - DOI 10.1016/j.jmrt.2022.02.126

Nouri, Niki; Li, Qing; Damon, James; Schneider, Reinhard; Damon, James; Schüßler, Philipp; Laube, Stephan; Müller, Erich; Graf, Gregor; Schulze, Volker; Dietrich, Stefan: Characterization of phase transformation and strengthening mechanisms in a novel maraging steel produced using laser-based powder bed fusion. In: Materials Characterization 207 (2024), S. 113522. - DOI 10.1016/j.matchar.2023.113522



# Werdegang

## Beruflicher Werdegang

08.2009 bis 10.2009	Grundpraktikum bei der Kunzmann Maschinenbau GmbH, Remchingen
WS 2011/2012	HiWi-Tätigkeit als Tutor für Maschinenkonstruktionslehre am IPEK Institut für Produktentwicklung (KIT)
08.2012 bis 11.2012	Berufspraktikum bei der Rosswag GmbH, Pfinztal
11.2012 bis 09.2014	Werkstudent bei der Rosswag GmbH, Pfinztal
10.2014 bis 12.2022	Leiter Engineering bei der Rosswag GmbH, Pfinztal
Seit 01.2023	Leiter Technologie bei der Rosswag GmbH, Pfinztal

## Wissenschaftlicher Werdegang

2000 bis 2009	Ludwig-Marum-Gymnasium, Pfinztal Abschluss: Abitur
2009 bis 2012	Bachelor of Science, Maschinenbau, Karlsruher Institut für Technologie (KIT) Bachelorarbeit: „Entwicklung und Konstruktion eines Handhabungsmechanismus zum Positionieren von Mikrotiterplatten“
2012 bis 2014	Master of Science, Maschinenbau, Karlsruher Institut für Technologie (KIT) Masterarbeit: „Entwicklung kühlungsoptimierter Werkzeughalter mithilfe des generativen Fertigungsverfahrens Laserstrahlschmelzen“
Seit 03.2017	Doktorand am wbk Institut für Produktionstechnik am Karlsruher Institut für Technologie (KIT)



## Abbildungsverzeichnis

2.1	Abstrahierte Darstellung des Schichtbauprinzips bei der additiven Fertigung [12] . . . . .	3
2.2	Technologieübersicht zur additiven Fertigung von Metallbauteilen [1] . . . . .	4
2.3	Schematischer Ablauf für die Herstellung eines LPBF-Bauteils bestehend aus den sich wiederholenden Prozessschritten (1) Belichten, (2) Absenken der Substratplatte und (3) Beschichten [12] . . . . .	6
2.4	Energiedichteverteilung im achsensymmetrischen Gauß-Strahl nach [17] . . . . .	7
2.5	Interaktion zwischen Laserstrahlung und Metallpulver beim LPBF-Prozess nach [18] . . . . .	8
2.6	Frontale Darstellung der Tiefe $d_S$ und Breite $w_S$ eines entstehenden Schmelzbades zur quantitativen Charakterisierung der Schmelzbadmodi mithilfe des Aspektverhältnisses $A_S$ . . . . .	9
2.7	Darstellung der drei Schmelzbadmodi (A) Conduction Mode, (B) Transition Mode und (C) Keyhole Mode in der Seitenansicht mit den charakteristischen Reflektionen der Laserstrahlung sowie der jeweils entstehenden Metallschmelze und Verdampfungszone nach [20] . . . . .	10
2.8	Schematische Darstellung in der Seitenansicht zum Wärmeübergang von flüssiger Metallschmelze über die Erstarrung und intrinsische Wärmebehandlung in entgegengesetzter Richtung der Laserbewegung beim LPBF-Prozess nach [28] . . . . .	11
2.9	Darstellung der periodischen, thermischen Historie eines ausgewählten Volumenelementes P durch den wiederkehrenden Energieeintrag während der Belichtung von Schicht I bis I+4 im LPBF-Prozesses nach [31] . . . . .	12
2.10	Entstehung von Eigenspannungen durch Temperaturgradienten und Phasenumwandlung im LPBF-Prozess durch die schnelle lokale Aufheizung (links) und Abkühlung (rechts) von Volumenelementen [34] . . . . .	12
2.11	Schematische Darstellung der Prozessparameter Laserleistung $P_L$ , Scangeschwindigkeit $v_S$ , Schichtdichte $h_S$ und Hatchabstand $d_H$ zur Beeinflussung der Volumenenergiedichte $E_V$ im LPBF-Prozess nach [37] . . . . .	14



2.12	Darstellung des LPBF-Prozessfensters in Abhängigkeit von Laserleistung $P_L$ und Scangeschwindigkeit $v_S$ mit der parameterabhängigen Ausprägungen von Keyhole, Lack-of-Fusion und Balling Effekten nach [40] . . . . .	15
2.13	Schematische Darstellung der Streifenbelichtung mit bidirektionalem Abrastern der Scanvektoren und einem Rotationswinkel von $67^\circ$ zwischen den Belichtungsvektoren der Schichten nach [29] . .	16
2.14	Darstellung des dreidimensionalen Wärmeflusses durch den punktförmigen Energieeintrag einer bewegten Strahlquelle auf Basis der Rosenthal-Gleichung nach [57] . . . . .	19
2.15	Klassifizierung von funktional gradierten Materialien durch Variation der (a) Legierung, (b) Mikrostruktur und (c) Porosität nach [65] . . . . .	21
2.16	Darstellung der resultierenden Härte und Zugfestigkeit von kohlenstofflegierten Werkzeugstählen und Maraging Stählen in Abhängigkeit des Fertigungsprozesses nach [79] . . . . .	26
2.17	Zweiteiliges, additiv gefertigtes Spritzgusswerkzeug mit konturnahen Kühlkanälen sowie Hohlstrukturen zur Reduzierung der Zykluszeit nach [100] . . . . .	29
4.1	Darstellung der beiden optischen Systeme mit den zugehörigen Laserstrahlen sowie der Belichtungsebene mit Überlappbereich und Bauraumverkleinerung am Beispiel einer SLM@280 LPBF-Anlage . . . . .	34
4.2	Darstellung der Kalibrierungsstrategie für die örtliche Ausrichtung der beiden Laser zueinander in x- und y-Achse . . . . .	37
4.3	Lichtmikroskopaufnahme der erfolgreichen, örtlichen Laserkalibrierung ohne erkennbaren Versatz zwischen den erzeugten Schmelzbädern der beiden Laser in x- sowie y-Achse . . . . .	38
4.4	Einzelbildaufnahme aus dem Hochgeschwindigkeitsvideo mit den durch die beiden Laser parallel erzeugten Schmelzbäder und die Belichtungsvektoren zur Ermittlung der zeitlichen Verzögerung zwischen den beiden Lasern . . . . .	39
4.5	Versuchsplanung für die ganzheitliche Qualifizierung der neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Werkzeugstahllegierung im LPBF-Prozess bis hin zur Verarbeitung mithilfe von einer synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie für eine funktionale Gradierung der Materialeigenschaften . . . . .	41
4.6	Partikelgrößenverteilung des verdüsten FeNiCoMoVTiAl Metallpulvers mit $d_{10,3}$ von $9,2 \mu\text{m}$ , $d_{50,3}$ von $31,36 \mu\text{m}$ und $d_{90,3}$ von $119,71 \mu\text{m}$ . . . . .	44
4.7	Partikelgrößenverteilung des mittels Sieben und Sichten aufbereiteten FeNiCoMoVTiAl Metallpulvers mit $d_{10,3}$ von $14,6 \mu\text{m}$ , $d_{50,3}$ von $33,0 \mu\text{m}$ und $d_{90,3}$ von $51,9 \mu\text{m}$ . . . . .	44
5.1	Anordnung und Benennung der quadratischen Probekörper bei der initialen LPBF-Parameterstudie auf der Bauplatte . . . . .	49

5.2	Darstellung der ermittelten Mikroschliffaufnahmen abhängig von den gewählten Parametersätzen A1 bis D9 nach [116] . . . . .	51
5.3	Grafische Aufbereitung der parameterabhängigen Materialdichte zur Auswahl von Parametersatz C8 für die weitere Fertigung von Probekörpern . . . . .	52
5.4	Mikroschliff des mittels Parametersatz C8 hergestellten Probewürfels mit hoher Materialdichte und nur geringer Ausprägung von Gasporosität . . . . .	53
5.5	Darstellung der beiden Temperaturkurven IWB1 und IWB2 für die initiale Wärmebehandlungsstudie . . . . .	54
5.6	Mikroschliffbilder der angeätzten Proben im Zustand as-built senkrecht zur Baurichtung (links) und parallel zur Baurichtung (rechts)	54
5.7	Makroskopische Aufnahme eines beispielhaften Grundkörpers mit den 27 erzeugten Einzelschmelzbahnen, welche mit variierenden Prozessparametern hergestellt wurden . . . . .	56
5.8	Kategorisierung der Einzelschmelzbahnen auf Basis des Aspektverhältnisses $A_S$ in a) Conduction Mode, b) Transition Mode und c) Keyhole Mode sowie die optische Ermittlung von d) Balling Effekten . . . . .	57
5.9	Resultierendes Parameterfenster aus der Auswertung der Einzelschmelzbahnversuche mithilfe der zuvor definierten Kategorisierung und dem initial identifizierten Parametersatz C8 . . . . .	58
5.10	Anordnung der 81 Volumenkörper auf der Bauplatte zu Absicherung der LPBF-Prozessstabilität bei der Herstellung von Volumenkörpern mit variierenden Parametern . . . . .	61
5.11	Darstellung der beiden Baujobs zur Herstellung von 20 Zugproben (links) und 81 würfelförmigen Proben (rechts) zur mechanischen Charakterisierung . . . . .	62
5.12	Darstellung der drei Temperaturkurven $WB1_{460}$ , $WB1_{500}$ und $WB1_{540}$ für die Wärmebehandlungsstudie zur Auslagerung . . . . .	63
5.13	Darstellung der Temperaturkurven mit variierenden Parametern bestehend aus Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern für die Studie zu der zweistufigen Wärmebehandlung . . . . .	65
5.14	Grafische Darstellung von jeweils einem repräsentativen Zugversuch zu jedem der drei verglichenen Werkstoffzustände . . . . .	66
5.15	Vergleich der mechanischen Eigenschaften von additiv und konventionell verarbeiteten Werkzeugstählen nach [79] mit den Ergebnissen des neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes . . . . .	69
6.1	Schematische Darstellung der synchronisierten Doppellaser Belichtungsstrategie zur Herstellung eines quadratischen Probekörpers nach [28] . . . . .	73
6.2	Darstellung der Belichtungsmodi (a) Einzellaser-Modus, (b) Doppellaser-Modus und (c) Remelting-Modus für die experimentelle Umsetzung der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie nach [28] . . . . .	74

6.3	Schematische Frontalansicht der erwarteten Schmelzbadstruktur im (a) Einzellaser-Modus und (b) Doppellaser-Modus bzw. Remelting-Modus zur Ermittlung der geeigneten LPBF-Prozessparameter für die experimentellen Untersuchungen nach [28] . . . . .	75
6.4	Schematische Darstellung der resultierende Schmelzbadstruktur im rechteckigen Probekörper und die spätere Analytik an der Trennstelle . . . . .	76
6.5	Geätzter Schliff des mittels Doppellaser-Belichtungsstrategie hergestellten Probewürfels in der (a) Gesamtaufnahme und der (b) Detailansicht mit erkennbarer Porenbildung durch den zu geringen seitlichen Überlapp der Schmelzbahnen . . . . .	79
6.6	Geätzter Schliff des mit reduziertem Hatchabstand hergestellten Probewürfels in der (a) Gesamtaufnahme und der (b) Detailansicht ohne erkennbare Defekte . . . . .	79
6.7	Schematische Darstellung der Auswirkungen der Doppellaser-Belichtungsstrategie auf die resultierende Schmelzbadstruktur . . . . .	80
6.8	Anordnung und Belichtungsreihenfolge für die Herstellung von bis zu 10 Probekörper zur Versuchsreihe der Doppellaser-Belichtungsstrategie . . . . .	82
6.9	Fotoaufnahmen zur Darstellung der vom Belichtungsmodus und Laserversatz abhängigen Oberflächenqualität der Probekörper für (a) SL, (b) DLR-125, (c) DLR-200, (d) DL-125 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 1 mm, (e) DL-125 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 5 mm, (f) DL-200 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 1 mm und (g) DL-200 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 5 mm . . . . .	84
6.10	Resultierende Schlibfbilder zur Ermittlung der Materialdichte für die Prozessparameter (a) SL, (b) DLR-125, (c) DLR-200, (d) DL-125 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 1 mm, (e) DL-125 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 5 mm, (f) DL-200 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 1 mm und (g) DL-200 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 5 mm . . . . .	86
6.11	Graphische Darstellung der resultierenden Materialdichte, abhängig von den untersuchten Parametern für die Doppellaser-Belichtungsstrategie . . . . .	87
6.12	Geätzte Schlibfbilder zur Analyse der resultierenden Gefügestruktur für die Prozessparameter (a) SL, (b) DLR-125, (c) DLR-200, (d) DL-125 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 1 mm, (e) DL-125 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 5 mm, (f) DL-200 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 1 mm und (g) DL-200 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 5 mm . . . . .	89
6.13	Beispielhafte Darstellung des geätzten Schlibfbildes von Parametersatz DL-125 mit $\Delta_{L1,L2}$ von 5 mm zur Ermittlung der von L1 sowie L2 erzeugten Schmelzbadabmessungen . . . . .	90
6.14	Darstellung der Vorgehensweise zur Bestimmung des Mikrohärteverlaufes entgegengesetzt zur Baurichtung des Probekörpers . . . . .	92
6.15	Geätztes Schlibfbild der mittels Parametersatz SL hergestellten Probe (links) und dem daraus resultierenden vertikalen Mikrohärteverlauf (rechts) . . . . .	92
6.16	Ergebnisse der Mikrohärteauswertung zur Versuchsreihe der Doppellaser-Belichtungsstrategie für die verschiedenen Belichtungsmodi sowie in Abhängigkeit vom Parameter des Laserversatzes . . . . .	93

6.17	Oberflächliche Aufwerfungen der mittels DL-200 Parameter hergestellter Probekörper bei zunehmender Bauhöhe über 5 mm hinaus	94
6.18	Resultierende Schmelzbadstruktur des mit dem Parametersatz DL-190 <sub>5</sub> hergestellten Probekörpers	95
6.19	Schematische Darstellung der synchronisierten Doppellaser-Belichtungsstrategie mit zweistufiger Belichtung durch das Überspringen von Vektoren	96
6.20	Fotoaufnahmen der mittels Doppellaser-Belichtungsstrategie in (a) einem Belichtungsdurchgang und (b) zwei Belichtungsdurchgängen mit identischen Parametern erzeugten Probekörpern zur Begutachtung der daraus resultierenden Oberflächenstruktur	97
7.1	Darstellung der drei Multi-Parameter Probekörper und Zuordnung der jeweiligen Parameterkombination und Belichtungsreihenfolge	106
7.2	Geätztes Schlibbild eines Multi-Parameter Probekörpers mit gleichförmiger resultierender Schmelzbadstruktur	107
7.3	Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei Multi-Parameter Probekörper	108
7.4	Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei Multi-Parameter Probekörper mit aktivierter Bauplattenvorheizung auf 200 °C	110
7.5	Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei Multi-Parameter Probekörper nach der Wärmebehandlung $WB1_{500}$	112
7.6	Darstellung der resultierenden Oberflächenstruktur der vergrößerten Multi-Parameter Probekörper für die (a) einstufige und (b) zweistufige Doppellaser-Belichtungsstrategie	114
7.7	Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei mit einstufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie hergestellten, verbreiterten Multi-Parameter Probekörper	115
7.8	Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei mit zweistufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie hergestellten, verbreiterten Multi-Parameter Probekörper	117
7.9	Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei mit einstufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie hergestellten, verbreiterten Multi-Parameter Probekörper nach der Wärmebehandlung $WB1_{500}$	119
7.10	Resultierende horizontale Mikrohärteverläufe für die drei mit zweistufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie hergestellten, verbreiterten Multi-Parameter Probekörper nach der Wärmebehandlung $WB1_{500}$	120



## Tabellenverzeichnis

4.1	Auszug aus der CSV-Tabelle zur individuellen Konfiguration der Belichtungsvektoren und Prozessparameter am Beispiel einer SLM®280 LPBF-Anlage . . . . .	36
4.2	Chemische Legierungszusammensetzung in Ma.-% zum Vergleich der neuentwickelten FeNiCoMoVTiAl Legierung mit dem Werkstoff 1.2709 für den LPBF-Prozess nach [109] und 1.6356 für den LPBF-Prozess nach [93] . . . . .	40
4.3	Chemische Legierungszusammensetzung des FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes in Ma.-% im Vergleich zwischen Gussmaterial und Metallpulver . . . . .	45
5.1	Parametervariation für die initiale Parameterstudie im LPBF-Prozess zur Verarbeitung des FeNiCoMoVTiAl Werkstoffes . . . . .	48
5.2	Darstellung der Ergebnisse der initialen Parameterstudie mit der Variation von Scangeschwindigkeit $v_S$ , Hatchabstand $d_H$ , Laserleistung $P_L$ und der daraus berechneten Volumenenergiedichte $E_V$ in Verbindung mit der resultierenden Materialdichte $\rho$ . . . . .	50
5.3	Ermittelte Härte in den Probekörpern abhängig vom Probenzustand zur Bewertung der Härtesteigerung durch Wärmebehandlungsprozesse . . . . .	53
5.4	Parametervariation für die Herstellung von Einzelschmelzbahnen zur Ermittlung des Parameterfensters für die Verarbeitung des FeNiCoMoVTiAl Werkzeugstahls . . . . .	56
5.5	Parameter für die Herstellung von Einzelschmelzbahnen mit veränderter Fokusalage . . . . .	58
5.6	Ergebnisse der Parametervariation zur Ermittlung des Einflusses der Fokusalage auf die resultierende Breite $w_S$ und Tiefe $d_S$ der erzeugten Schmelzbäder im Vergleich zu dem fokussierten Parametersatz C8 . . . . .	59
5.7	Parametervariation für die Absicherung der LPBF-Prozessstabilität bei der Herstellung von Volumenkörpern auf Basis des initial qualifizierten Parametersatzes C8 . . . . .	60
5.8	Ergebnisse der optisch am Schliffbild ermittelten Materialdichten in Abhängigkeit der variierten Prozessparameter Laserleistung und Scangeschwindigkeit . . . . .	61
5.9	LPBF-Prozessparameter für die Herstellung der Zug- und Würfelproben für die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften . . . . .	63

5.10	Härteergebnisse der Wärmebehandlungsstudie mit drei verschiedenen Anlasstemperaturen zwischen 460 und 540 °C . . . . .	64
5.11	Härteergebnisse der Studie auf Basis der zweistufigen Wärmebehandlung . . . . .	65
5.12	Zusammenfassung der Ergebnisse der Zugversuche auf Basis der drei verschiedenen Wärmebehandlungszustände . . . . .	66
6.1	Parameter für die Herstellung eines ersten Probekörpers zur Validierung der Doppellaser-Belichtungsstrategie im Einzellaser-Modus . . . . .	78
6.2	Parameter und zugehörige Wertebereiche für die Versuchsreihe zur Doppellaser-Belichtungsstrategie . . . . .	81
6.3	Allgemeine Prozessparameter für die Herstellung der Probekörper für die Versuchsreihe der Doppellaser-Belichtungsstrategie . . . .	83
6.4	Resultierende Abmessungen der von L1 und L2 verursachten Schmelzbäder in Abhängigkeit vom gewählten Belichtungsmodus und den Prozessparametern . . . . .	91
6.5	Variation der Laserleistung im Doppellaser-Belichtungsmodus zur Ermittlung der daraus resultierenden Mikrohärtigkeit . . . . .	94
6.6	Resultierende Mikrohärtigkeit für verschiedene Parametersätze bei zweistufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie . . . . .	97
7.1	Mikrohärteergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei Multi-Parameter Probekörper . . . . .	109
7.2	Mikrohärteergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei Multi-Parameter Probekörper mit aktivierter Bauplattenvorheizung auf 200 °C . . . . .	111
7.3	Mikrohärteergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei Multi-Parameter Probekörper nach der Wärmebehandlung $WB1_{500}$ . . . . .	113
7.4	Mikrohärteergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei verbreiterten Multi-Parameter Probekörper nach einstufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie . .	116
7.5	Mikrohärteergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei verbreiterten Multi-Parameter Probekörper nach zweistufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie .	118
7.6	Mikrohärteergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei verbreiterten Multi-Parameter Probekörper nach einstufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie und anschließender Wärmebehandlung nach $WB1_{500}$ . . . . .	121
7.7	Mikrohärteergebnisse für die vertikalen Messreihen innerhalb der einzelnen Parameterbereiche der drei verbreiterten Multi-Parameter Probekörper nach zweistufiger Doppellaser-Belichtungsstrategie und anschließender Wärmebehandlung nach $WB1_{500}$ . . . . .	121

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

Bisher erschienene Bände:

---

Band 0

Dr.-Ing. Wu Hong-qj

**Adaptive Volumenstromregelung mit Hilfe von drehzahlgeregelten Elektroantrieben**

Band 1

Dr.-Ing. Heinrich Weiß

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

Band 2

Dr.-Ing. Hans-Jürgen Stierle

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

Band 3

Dr.-Ing. Herbert Hörner

**Untersuchung des Geräuschverhaltens druckgeregelter Axialkolbenpumpen**

Band 4

Dr.-Ing. Rolf-Dieter Brückbauer

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

Band 5

Dr.-Ing. Gerhard Staiger

**Graphisch interaktive NC-Programmierung von Drehteilen im Werkstattbereich**

Band 6

Dr.-Ing. Karl Peters

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



Band 7

Dr.-Ing. Paul Stauss

**Automatisierte Inbetriebnahme und Sicherung der Zuverlässigkeit und Verfügbarkeit numerisch gesteuerter Fertigungseinrichtungen**

Band 8

Dr.-Ing. Günter Möckesch

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

Band 9

Dr.-Ing. Thomas Oestreicher

**Rechnergestützte Projektierung von Steuerungen**

Band 10

Dr.-Ing. Thomas Selinger

**Teilautomatisierte werkstattnahe NC-Programmerstellung im Umfeld einer integrierten Informationsverarbeitung**

Band 11

Dr.-Ing. Thomas Buchholz

**Prozessmodell Fräsen, Rechnerunterstützte Analyse, Optimierung und Überwachung**

Band 12

Dr.-Ing. Bernhard Reichling

**Lasergestützte Positions- und Bahnvermessung von Industrierobotern**

Band 13

Dr.-Ing. Hans-Jürgen Lesser

**Rechnergestützte Methoden zur Auswahl anforderungsgerechter Verbindungselemente**

Band 14

Dr.-Ing. Hans-Jürgen Lauffer

**Einsatz von Prozessmodellen zur rechnerunterstützten Auslegung von Räumwerkzeugen**

Band 15

Dr.-Ing. Michael C. Wilhelm

**Rechnergestützte Prüfplanung im Informationsverbund moderner Produktionssysteme**

Band 16

Dr.-Ing. Martin Ochs

**Entwurf eines Programmsystems zur wissensbasierten Planung und Konfigurierung**

Band 17

Dr.-Ing. Heinz-Joachim Schneider

**Erhöhung der Verfügbarkeit von hochautomatisierten Produktionseinrichtungen mit Hilfe der Fertigungsleittechnik**

Band 18

Dr.-Ing. Hans-Reiner Ludwig

**Beanspruchungsanalyse der Werkzeugschneiden beim Stirnplanfräsen**

Band 19

Dr.-Ing. Rudolf Wieser

**Methoden zur rechnergestützten Konfigurierung von Fertigungsanlagen**

Band 20

Dr.-Ing. Edgar Schmitt

**Werkstattsteuerung bei wechselnder Auftragsstruktur**

Band 21

Dr.-Ing. Wilhelm Enderle

**Verfügbarkeitssteigerung automatisierter Montagesysteme durch selbsttätige Behebung prozessbedingter Störungen**

Band 22

Dr.-Ing. Dieter Buchberger

**Rechnergestützte Strukturplanung von Produktionssystemen**

Band 23

Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer

**Rechnerunterstützte Technologieplanung für die flexibel automatisierte Fertigung von Abkantteilen**

Band 24

Dr.-Ing. Lukas Loeffler

**Adaptierbare und adaptive Benutzerschnittstellen**

Band 25

Dr.-Ing. Thomas Friedmann

**Integration von Produktentwicklung und Montageplanung durch neue rechnergestützte Verfahren**

Band 26

Dr.-Ing. Robert Zurrin

**Variables Formhonen durch rechnergestützte 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 Fertigingsverfahren 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 Montage system**

Band 50

Dr.-Ing. Peter Ganghoff

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

Band 51

Dr.-Ing. Frank Maier

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

Band 52

Dr.-Ing. Frank Debus

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

Band 53

Dr.-Ing. Joachim Weinbrecht

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

Band 54

Dr.-Ing. Gerd Herrmann

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

Band 55

Dr.-Ing. Robert Wassmer

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

Band 56

Dr.-Ing. Peter Uebelhoer

**Inprocess-Geometriemessung beim Honen**

Band 57

Dr.-Ing. Hans-Joachim Schelberg

**Objektorientierte Projektierung von SPS-Software**

Band 58

Dr.-Ing. Klaus Boes

**Integration der Qualitätsentwicklung in featurebasierte CAD/CAM-Prozessketten**

Band 59

Dr.-Ing. Martin Schreiber

**Wirtschaftliche Investitionsbewertung komplexer Produktionssysteme unter Berücksichtigung von Unsicherheit**

Band 60

Dr.-Ing. Ralf Steuernagel

**Offenes adaptives Engineering-Werkzeug zur automatisierten Erstellung von entscheidungsunterstützenden Informationssystemen**

Band 62

Dr.-Ing. Uwe Schauer

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

Band 63

Dr.-Ing. Simone Loeper

**Kennzahlengestütztes Beratungssystem zur Verbesserung der Logistikleistung in der Werkstattfertigung**

Band 64

Dr.-Ing. Achim Raab

**Räumen mit hartstoffbeschichteten HSS-Werkzeugen**

Band 65,

Dr.-Ing. Jan Erik Burghardt

**Unterstützung der NC-Verfahrenskette durch ein bearbeitungselementorientiertes, lernfähiges Technologieplanungssystem**

Band 66

Dr.-Ing. Christian Tritsch

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

Band 67

Dr.-Ing. Oliver Eitrich

**Prozessorientiertes Kostenmodell für die entwicklungsbegleitende Vorkalkulation**

Band 68

Dr.-Ing. Oliver Wilke

**Optimierte Antriebskonzepte für Räummaschinen - Potentiale zur Leistungssteigerung**

Band 69

Dr.-Ing. Thilo Sieth

**Rechnergestützte Modellierungsmethodik zerspantechnologischer Prozesse**

Band 70

Dr.-Ing. Jan Linnenbuerger

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

Band 71

Dr.-Ing. Mathias Klimmek

**Fraktionierung technischer Produkte mittels eines frei beweglichen Wasserstrahlwerkzeuges**

Band 72

Dr.-Ing. Marko Hartel

**Kennzahlenbasiertes Bewertungssystem zur Beurteilung der Demontage- und Recyclingeignung von Produkten**

Band 73

Dr.-Ing. Jörg Schaupp

**Wechselwirkung zwischen der Maschinen- und Hauptspindeltriebsdynamik 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 Mauerwerkbaus 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 Osmers

**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 Fünfschfräsbearbeitung durch eine kennzahlenunterstützte CAM-Umgebung**

Band 93

Dr.-Ing. Jürgen Brath

**Unterstützung der Produktionsplanung in der Halbleiterfertigung durch risikoberücksichtigende Betriebskennlinien**

Band 94

Dr.-Ing. Dirk Geisinger

**Ein Konzept zur marktorientierten Produktentwicklung**

Band 95

Dr.-Ing. Marco Lanza

**Entwurf der Systemunterstützung des verteilten Engineering mit Axiomatic Design**

Band 96

Dr.-Ing. Volker Hüntrup

**Untersuchungen zur Mikrostrukturierbarkeit von Stählen durch das Fertigungsverfahren Fräsen**

Band 97

Dr.-Ing. Frank Reinboth

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

Band 98

Dr.-Ing. Lutz Trender

**Entwicklungintegrierte Kalkulation von Produktlebenszykluskosten auf Basis der ressourcenorientierten Prozesskostenrechnung**

Band 99

Dr.-Ing. Cornelia Kafka

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

Band 100

Dr.-Ing. Gebhard Selinger

**Rechnerunterstützung der informellen Kommunikation in verteilten Unternehmensstrukturen**

Band 101

Dr.-Ing. Thomas Windmüller

**Verbesserung bestehender Geschäftsprozesse durch eine mitarbeiterorientierte Informationsversorgung**

Band 102

Dr.-Ing. Knud Lembke

**Theoretische und experimentelle Untersuchung eines bistabilen elektrohydraulischen Linearantriebs**

Band 103

Dr.-Ing. Ulrich Thies

**Methode zur Unterstützung der variantengerechten Konstruktion von industriell eingesetzten Kleingeräten**

Band 104

Dr.-Ing. Andreas Schmälzle

**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  
Abrasive Strahlschneiden**

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 Dienstleistungs-  
organisationen: Das Service Management Maturity Modell (SMMM)**

Band 118

Dr.-Ing. Jörg Söhner

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

Band 119

Dr.-Ing. Judith Elsner

**Informationsmanagement für mehrstufige Mikro-Fertigungsprozesse**

Band 120

Dr.-Ing. Lijing Xie

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

Band 121

Dr.-Ing. Ansgar Blessing

**Geometrischer Entwurf mikromechatronischer Systeme**

Band 122

Dr.-Ing. Rainer Ebner

**Steigerung der Effizienz mehrachsiger Fräsprozesse durch neue Planungsmethoden mit hoher Benutzerunterstützung**

Band 123

Dr.-Ing. Silja Klinkel

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

Band 124

Dr.-Ing. Wolfgang Neithardt

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

Band 125

Dr.-Ing. Andreas Mehr

**Hartfeinbearbeitung von Verzahnungen mit kristallinen diamantbeschichteten Werkzeugen beim Fertigungsverfahren Wälzstoßen**

Band 126

Dr.-Ing. Martin Gutmann

**Entwicklung einer methodischen Vorgehensweise zur Diagnose von hydraulischen Produktionsmaschinen**

Band 127

Dr.-Ing. Gisela Lanza

**Simulative Anlaufunterstützung auf Basis der Qualitätsfähigkeiten von Produktionsprozessen**

Band 128

Dr.-Ing. Ulf Dambacher

**Kugelgewindetrieb mit hohem Druckwinkel**

Band 129

Dr.-Ing. Carsten Buchholz

**Systematische Konzeption und Aufbau einer automatisierten Produktionszelle für pulverspritzgegossene 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 Makrozerspanung  
auf den Bereich der Mikrobearbeitung**

Band 142

Dr.-Ing. Andreas Knödel

**Adaptronische hydrostatische Drucktascheneinheit**

Band 143

Dr.-Ing. Gregor Stengel

**Fliegendes Abtrennen räumlich gekrümmter Strangpressprofile mittels  
Industrierobotern**



Band 144

Dr.-Ing. Udo Weismann

**Lebenszyklusorientiertes interorganisationelles Anlagencontrolling**

Band 145

Dr.-Ing. Rüdiger Pabst

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

Band 146

Dr.-Ing. Jan Wieser

**Intelligente Instandhaltung zur Verfügbarkeitssteigerung von Werkzeugmaschinen**

Band 147

Dr.-Ing. Sebastian Haupt

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

Band 148

Dr.-Ing. Matthias Schlipf

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

Band 149

Dr.-Ing. Jan Philipp Schmidt-Ewig

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

Band 150

Dr.-Ing. Thomas Ender

**Prognose von Personalbedarfen im Produktionsanlauf unter Berücksichtigung dynamischer Planungsgrößen**

Band 151

Dr.-Ing. Kathrin Peter

**Bewertung und Optimierung der Effektivität von Lean Methoden in der Kleinserienproduktion**

Band 152

Dr.-Ing. Matthias Schopp

**Sensorbasierte Zustandsdiagnose und -prognose von Kugelgewindetrieben**

Band 153

Dr.-Ing. Martin Kipfmüller

**Aufwandsoptimierte Simulation von Werkzeugmaschinen**

Band 154

Dr.-Ing. Carsten Schmidt

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

Band 155

Dr.-Ing. Stephan Niggeschmidt

**Ausfallgerechte Ersatzteilbereitstellung im Maschinen- und Anlagenbau mittels lastabhängiger Lebensdauerprognose**

Band 156

Dr.-Ing. Jochen Conrad Peters

**Bewertung des Einflusses von Formabweichungen in der Mikro-Koordinatenmesstechnik**

Band 157

Dr.-Ing. Jörg Ude

**Entscheidungsunterstützung für die Konfiguration globaler Wertschöpfungsnetzwerke**

Band 158

Dr.-Ing. Stefan Weiler

**Strategien zur wirtschaftlichen Gestaltung der globalen Beschaffung**

Band 159

Dr.-Ing. Jan Rühl

**Monetäre Flexibilitäts- und Risikobewertung**

Band 160

Dr.-Ing. Daniel Ruch

**Positions- und Konturerfassung räumlich gekrümmter Profile auf Basis bauteilimmanenter Markierungen**

Band 161

Dr.-Ing. Manuel Tröndle

**Flexible Zuführung von Mikrobauteilen mit piezoelektrischen Schwingförderern**

Band 162

Dr.-Ing. Benjamin Viering

**Mikroverzahnungsnormal**

Band 163

Dr.-Ing. Chris Becke

**Prozesskrafttrichtungsangepasste Frässtrategien zur schädigungsarmen Bohrungsbearbeitung an faserverstärkten Kunststoffen**

Band 164

Dr.-Ing. Patrick Werner

**Dynamische Optimierung und Unsicherheitsbewertung der lastabhängigen präventiven Instandhaltung von Maschinenkomponenten**

Band 165

Dr.-Ing. Martin Weis

**Kompensation systematischer Fehler bei Werkzeugmaschinen durch self-sensing Aktoren**

Band 166

Dr.-Ing. Markus Schneider

**Kompensation von Konturabweichungen bei gerundeten Strangpressprofilen durch robotergestützte Führungswerkzeuge**

Band 167

Dr.-Ing. Ester M. R. Ruprecht

**Prozesskette zur Herstellung schichtbasierter Systeme mit integrierten Kavitäten**

Band 168

Dr.-Ing. Alexander Broos

**Simulationsgestützte Ermittlung der Komponentenbelastung für die Lebensdauerprognose an Werkzeugmaschinen**

Band 169

Dr.-Ing. Frederik Zanger

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

Band 170

Dr.-Ing. Benjamin Behmann

**Servicefähigkeit**

Band 171

Dr.-Ing. Annabel Gabriele Jondral

**Simulationsgestützte Optimierung und Wirtschaftlichkeitsbewertung des Lean-Methodeneinsatzes**

Band 172

Dr.-Ing. Christoph Ruhs

**Automatisierte Prozessabfolge zur qualitätssicheren Herstellung von Kavitäten mittels Mikrobahnerosion**

Band 173

Dr.-Ing. Steven Peters

**Markoffsche Entscheidungsprozesse zur Kapazitäts- und Investitionsplanung von Produktionssystemen**

Band 174

Dr.-Ing. Christoph Kühlewein

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

Band 175

Dr.-Ing. Adam-Mwanga Dieckmann

**Auslegung und Fertigungsprozessgestaltung sintergefügter Verbindungen für  $\mu$ 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 adaptiven 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 Fügepalts 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 ressourcen-  
effizienter Produktionssysteme**

Band 200

Dr.-Ing. Benjamin Häfner

**Lebensdauerprognose in Abhängigkeit der Fertigungsabweichungen bei Mikroverzahnungen**

Band 201

Dr.-Ing. Stefan Klotz

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

Band 202

Dr.-Ing. Johannes Stoll

**Bewertung konkurrierender Fertigungsfolgen mittels Kostensimulation und stochastischer Mehrzieloptimierung**

Anwendung am Beispiel der Blechpaketfertigung für automobiler Elektromotoren

Band 203

Dr.-Ing. Simon-Frederik Koch

**Fügen von Metall-Faserverbund-Hybridwellen im Schleuderverfahren**

ein Beitrag zur fertigungsgerechten intrinsischen Hybridisierung

Band 204

Dr.-Ing. Julius Ficht

**Numerische Untersuchung der Eigenspannungsentwicklung für sequenzielle Zerspanungsprozesse**

Band 205

Dr.-Ing. Manuel Baumeister

**Automatisierte Fertigung von Einzelblattstapeln in der Lithium-Ionen-Zellproduktion**

Band 206

Dr.-Ing. Daniel Bertsch

**Optimierung der Werkzeug- und Prozessauslegung für das Wälzschälen von Innenverzahnungen**



Band 207

Dr.-Ing. Kyle James Kippenbrock

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

Band 208

Dr.-Ing. Farboud Bejnoud

**Experimentelle Prozesskettenbetrachtung für Räumbauteile am Beispiel einer einsatzgehärteten PKW-Schiebemuffe**

Band 209

Dr.-Ing. Steffen Dosch

**Herstellungsübergreifende Informationsübertragung zur effizienten Produktion von Werkzeugmaschinen am Beispiel von Kugelgewindetrieben**

Band 210

Dr.-Ing. Emanuel Moser

**Migrationsplanung globaler Produktionsnetzwerke**

Bestimmung robuster Migrationspfade und risiko-effizienter Wandlungsbefähiger

Band 211

Dr.-Ing. Jan Hochdörffer

**Integrierte Produktallokationsstrategie und Konfigurationssequenz in globalen Produktionsnetzwerken**

Band 212

Dr.-Ing. Tobias Arndt

**Bewertung und Steigerung der Prozessqualität in globalen Produktionsnetzwerken**

Band 213

Dr.-Ing. Manuel Peter

**Unwuchtminimale Montage von Permanentmagnetrotoren durch modellbasierte Online-Optimierung**

Band 214

Dr.-Ing. Robin Kopf

**Kostenorientierte Planung von Fertigungsfolgen additiver Technologien**

Band 215

Dr.-Ing. Harald Meier

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

Band 216

Dr.-Ing. Daniel Brabandt

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

Band 217

Dr.-Ing. Alexandra Schabunow

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

Band 218

Dr.-Ing. Jens Bürgin

**Robuste Auftragsplanung in Produktionsnetzwerken**

Mittelfristige Planung der variantenreichen Serienproduktion unter Unsicher-  
heit 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 Segebadé

**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

**Wälzschälern 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 Schlagenhaut

**Bildbasierte Quantifizierung und Prognose des Verschleißes an**

**Kugelgewindetriebsspindeln**

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 Planetenwalgwindtrieben**

Band 268

Dr.-Ing. Rainer Maria Silbernagel

**Funktionsorientierte Qualitatsregelung 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 Porositatserkennung 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 Ruckfuhrungslogistik 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 Qualitatsregelung in der Mikro-Verzahnungsfertigung**

Band 275

Dr.-Ing. Fabian Sasse

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

Band 276

Dr.-Ing. Jonas Hillenbrand

**Unsupervised Condition-Monitoring für Kugelgewindetriebe mittels Acoustic Emission**

Band 277

Dr.-Ing. Manuela Neuenfeldt

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

Band 278

Dr.-Ing. Marvin Carl May

**Intelligent production control for time-constrained complex job shops**

Band 279

Dr.-Ing. Philipp Gönzheimer

**Automatisierte Bereitstellung von Maschinensteuerungsdaten in Brownfield-Produktionssystemen**

Ein Beitrag zur Digitalisierung von Bestandsanlagen am Beispiel von Werkzeugmaschinen

Band 280

Dr.-Ing. Markus Schäfer

**Kollisionsvermeidung für Endeffektoren mit integriertem LiDAR-System in der MRK**

Ein Beitrag zur Mensch-Roboter-Kollaboration

Band 281

Dr.-Ing. Oliver Brützel

**Decision Support System for the Optimisation of Global Production Networks  
Development of a Digital Twin for Product Allocation and Robust Line Configuration**

Band 282

Dr.-Ing. Gregor Graf

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



