

Selektives Laserschmelzen hochfester Werkzeugstähle

Dissertation

Zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

vorgelegt

**der Fakultät Maschinenwesen
der Technischen Universität Dresden**

von

Dipl.-Ing. Jan Sander

geboren am 21.05.1988 in Berlin

Tag der Einreichung: 03.08.2017

Tag der Verteidigung: 20.03.2018

Promotionskommission

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. habil. Maik Gude

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. h.c. Jürgen Eckert
Prof. Dr.-Ing. Christoph Leyens

Beisitzer: Prof. Dr.-Ing. habil. Prof. E.h. Dr. h.c. Werner A. Hufenbach
Prof. Dr. rer nat. habil. Kornelius Nielsch

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Leibniz-Institut für Festkörper- und Werkstoffforschung in Dresden.

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. h.c. Jürgen Eckert möchte ich für die Bereitstellung des Promotionsthemas, die Betreuung, Unterstützung und Begutachtung danken.

Größter Dank gilt Frau Dr.-Ing. Uta Kühn, die mich engagiert betreut, unterstützt beraten und gefördert hat. Danken möchte ich ihr auch dafür, dass sie immer für anregende und wertvolle Diskussionen Zeit gefunden hat.

Weiterhin möchte ich Frau Dr.-Ing. Julia Hufenbach für die Unterstützung, Ratschläge und Hinweise danken sowie für die große Hilfe bei der Erstellung der Veröffentlichungen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Christoph Leyens danke ich für sein Zweitgutachten.

Außerdem möchte ich Prof. Dr.-Ing. habil. Maik Gude für die Übernahme des Vorsitzes des Promotionsausschusses danken. Prof. Dr. rer. nat. habil. Kornelius Nielsch und Prof. Dr.-Ing. habil. Prof. Eh Dr. hc Werner A. Hufenbach danke ich für die Mitwirkung in der Promotionskommission.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Maik Gude für die Aufnahme in der ECEMP International Graduate School. Zudem möchte ich Herrn Dr. rer. nat. Matthias Bleckmann vom wehrwissenschaftlichen Institut für Werk- und Betriebsstoffe für die Zusammenarbeit in zahlreichen Projekten danken.

Für die experimentelle Unterstützung und möchte ich den Herren Dr. rer. nat. Thomas Gemming, Dr.-Ing. Lars Giebeler, Dr. rer. nat. Steffen Oswald und Dr. rer. nat. Horst Wendrock danken.

Außerdem möchte ich Birgit Bartusch, Heike Bußkamp, Sven Donath, Nicole Geissler, Cornelia Geringswald, Michael Frey, Kerstin Hennig, Romy Keller, Hansjörg Klaus, Harald Merker, Sigfried Neumann, Alexander Schultze, Anne Voidel und Andrea Voß für die gute Zusammenarbeit und technische Unterstützung danken.

Für Anregungen und Diskussionen danke ich zudem Josephine Zeisig und Fabian Kochta. Besonderer Dank gilt den Mitgliedern der SLM-Gruppe Liang Deng, Tobias Gustmann, Omar Salman, Holger Schwab und Pei Wang für die Zusammenarbeit bei technischen Problemen mit der Anlage und die gute Atmosphäre im SLM-Labor.

Meinem Diplomanden Konstantin Firlus danke ich für die Durchführung zahlreicher Experimente.

Besonders danke ich meinen Eltern und meiner Schwester, die mich immer gefördert haben und durch ihre Unterstützung den Weg zu dieser Arbeit bereitet haben.

Größter Dank gilt meiner Frau für ihre Unterstützung und Geduld sowie meiner Tochter für die erholsamen Nächte.

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis.....	iii
Formelzeichen.....	iv
1 Einleitung.....	1
2 Grundlagen.....	4
2.1 Additive Fertigungstechnologien	4
2.2 Selektives Laserschmelzen	10
2.2.1 Technische Aspekte.....	10
2.2.2 Schmelze und Erstarrung	20
2.3 Selektives Laserschmelzen von Stählen	28
2.3.1 Wirtschaftliche Bedeutung von Stahl	28
2.3.2 Schweißbarkeit von Stählen	28
2.3.3 Gefüge von selektiv lasergeschmolzenen Stählen	31
2.3.4 Mechanische Eigenschaften von selektiv lasergeschmolzenen Stählen	35
2.4 Herstellung und Gefüge konventionell verarbeiteter Werkzeugstähle	37
3 Methoden zur Werkstoffcharakterisierung	40
3.1 Chemische Analyse.....	40
3.2 Struktur- und Gefügeanalyse	40
3.3 Thermische Analyse	44
3.4 Mechanische Charakterisierung.....	44
4 Prozesse und Probenherstellung.....	47
4.1 Legierungsauswahl.....	47
4.2 Gussprozesse, Pulverherstellung und Pulvereigenschaften	48
4.3 Selektiver Laserschmelzprozess und Probenherstellung	51
5 Ergebnisse und Diskussion	54
5.1 Eigenschaften der Legierung FeCrMoVC verarbeitet mittels SLM	54
5.1.1 Einfluss der Prozessparameter auf die Dichte.....	54
5.1.2 Struktur- und Gefügeanalyse.....	58

5.1.3	Werkstoffmechanisches Verhalten	69
5.2	Modifikation der Legierung FeCrMoVC mit Wolfram	77
5.2.1	Einfluss der Prozessparameter auf die Dichte.....	77
5.2.2	Struktur- und Gefügeanalyse.....	80
5.2.3	Werkstoffmechanisches Verhalten	89
5.2.4	Einfluss der Substrattemperatur.....	93
5.3	Anpassen einer Legierungsmodifikation an das selektive Laserschmelzen	97
5.3.1	Gegenüberstellung mit der Schleudergusstechnologie.....	97
5.3.2	Einfluss der Prozessparameter auf die Dichte von FeCrVWC	101
5.3.3	Struktur- und Gefügeanalyse.....	104
5.3.4	Werkstoffmechanisches Verhalten	110
6	Gegenüberstellende Diskussion der untersuchten Legierungen	114
6.1	Prozessierbarkeit	114
6.2	Gefüge.....	115
6.3	Mechanische Eigenschaften	116
6.4	Tribologische Eigenschaften	121
7	Anwendung selektiv lasergeschmolzener Bauteile aus Werkzeugstahl.....	127
8	Zusammenfassung und Ausblick	129
9	Literaturverzeichnis	134
	Abbildungsverzeichnis.....	154
	Tabellenverzeichnis	158

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bedeutung
AES	Augerelektronenspektroskopie
AM	Additive Fertigungsverfahren, engl. <i>additive manufacturing</i>
CAD	<i>computer aided design</i>
DLF	<i>direct light fabrication</i>
DMD	<i>direct metal deposition</i>
DSC	<i>differential scanning calorimetry</i>
EBM	Elektronen-Strahlschmelzen, engl. <i>electron beam melting</i>
EIGA	<i>electrode induction-melting gas atomization</i>
FIB	<i>focused ion beam</i>
FLM	<i>fused layer modelling</i>
HAADF	<i>annular dark-field imaging</i>
ICP-OES	<i>inductive couple plasma optical emission spectroscopy</i>
LBM	<i>laser beam melting</i>
LC	<i>laser cladding</i>
LCVD	<i>selective laser chemical vapour deposition</i>
LENS	<i>laser engineered net shaping</i>
LLM	<i>layer laminated lmManufacturing</i>
LM	Lichtmikroskopie
LMD	<i>laser metal deposition</i>
MJM, PJM	Techniken des <i>inkjet printing</i>
PDAS	Primärdendritenarmabstand
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SK	Schwerkraft
SLA	Stereolithographie
SLM	Selektives Laserschmelzen
SLS	Selektives Lasersintern
stl	<i>stereolithographie</i> (Dateiformat)

TRIP	<i>transformation induced plasticity</i>
TWIP	<i>twining induced plasticity</i>
WAAM	<i>wire arc additive manufacturing</i>
WEZ	Wärmeeinflusszone
XRD	Röntgendiffraktometrie

Formelzeichen

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
A	%	Absorption
A _R	mm ³ /s	Aufbaurrate
A _t	%	technische Bruchdehnung
B _t	μs	Belichtungszeit
D	mm	Dicke des unterliegenden Materials
E _L	J/mm ²	Linienenergieeintrag
E _v	J/mm ³	Volumenenergieeintrag
F	mm	Laserfokus
F _N	N	Prüfkraft
G	K/mm	Temperaturgradienten
k	mm ³ /(N·m)	Verschleißkoeffizient
K _A	μm	Konturabstand
K _S	W/(m·K)	thermische Leitfähigkeit
P	W	Laserleistung
P _A	μm	Punktabstand
q	J/(mm ³ ·s)	Rate des Energieeintrags
R	%	Reflexionsgrad
R	mm/s	Erstarrungsrate
R _m	MPa	technische Zugfestigkeit
R _{p0,2}	MPa	technische Streckgrenze
S	m	Verschleißstrecke
S _A	μm	Schraffurabstand
S _D	μm	Schichtdicke
S _v	mm/s	Scangeschwindigkeit
T	%	Transmissionsgrad
t _f	K/s	Erstarrungsgeschwindigkeit
t _F	K/s	Erstarrungsgeschwindigkeit
T _{SP}	°C	Substrattemperatur

V	mm ³	Volumenverlust
ΔT^c	K	Nichtgleichgewichts-Solidustemperatur
ϵ_{dB}	%	technische Bruchstauchung
λ	mm	Abstand der Isothermen
λ_{PDAS}	μm	Primärendritenarmabstand
$\sigma_{d0,2}$	MPa	technische Stauchgrenze
σ_{dB}	MPa	technische Druckfestigkeit
$\sigma_{dB}-\sigma_{d0,2}$	MPa	Verfestigung

1 Einleitung

Produktionsprozesse haben sich mit voranschreitender technischer Entwicklung von der händischen Fertigung zur industriellen Produktion gewandelt. Mit der additiven Fertigung (AM engl. *additive manufacturing*) wird der Schritt zur dritten industriellen Revolution vollzogen [1]. Sie erlaubt eine völlig neue Herangehensweise an den Produktionsprozess basierend auf Digitalisierung und Vernetzung. Getrieben wird die Technologie von dem Trend zur Individualisierung von Produkten, beschleunigten Produktentwicklungszyklen und dem Drang zur Kostensenkung. Für den Industriestandort Deutschland hat AM eine besondere Bedeutung, da der Technologie das Potenzial zugesprochen wird, die Abwanderung der Produktionsstätten in Niedriglohnländer zu stoppen [2].

Ursächlich für das große Potenzial von AM ist das Verfahrensprinzip, das auf dem direkten Aufbau des Bauteils aus dem Werkstoff beruht. Dies bringt, im Vergleich zu konventionellen Verfahren, viele Vorteile mit sich. AM erlaubt es, die Individualisierbarkeit händischer Arbeit mit der maschinellen Produktionsweise industrieller Fertigung zu kombinieren. Die nahezu uneingeschränkte geometrische Gestaltungsfreiheit ermöglicht Funktionsintegrationen oder lastgerechte Gewichtsoptimierung. Häufig haben die Bauteile eine organisch anmutende Form, welche durch die lastgerechte Verteilung des Werkstoffes bedingt ist.

Für die additive Verarbeitung von Metallen haben sich Verfahren durchgesetzt, die das Ausgangsmaterial in Form von Pulver oder Draht mittels einer fokussierten Energiequelle wie einem Laser oder Elektronenstrahl aufschmelzen und so eine schmelzmetallurgische Bindung erzeugen [3]. Anhand der Abmessungen des Produkts, der erforderlichen Genauigkeit und Oberflächenqualität kann ein geeignetes additives Verfahren ausgewählt werden [4].

Das selektive Laserschmelzen (SLM) erlaubt komplexe Geometrien zu fertigen, die, z. B. in Form von integrierten Kühlkanälen, bei Werkzeugen von großer Bedeutung sind [5]. Im SLM-Prozess wird das Bauteil schichtweise aus einem Pulverbett aufgebaut. Mit Hilfe eines Lasers wird der Querschnitt des Bauteils in der jeweiligen Schicht aufgeschmolzen. Dabei wird nicht der gesamte Querschnitt auf einmal belichtet, sondern der Laser fährt den Querschnitt in Bahnen oder punktuell ab. Dies hat zur Folge, dass immer nur ein sehr kleines Schmelzbad existiert, woraus eine hohe Erstarrungsrate resultiert. Der Werkstoff erstarrt in einer einzigartigen Mikrostruktur, die durch die hohe Erstarrungsrate, gerichtete Erstarrung, große Temperaturgradienten und eine hohe Kristallwachstumsrate bestimmt wird [3, 6].

Aktuell werden in der Industrie hauptsächlich Aluminium-, Stahl-, Titan-, Nickel- und Kobaltchromlegierungen mit SLM verarbeitet [6-8]. Aluminium- und Titanlegierungen werden häufig für gewichtsoptimierte Strukturbauteile verwendet. Stahl ist der am meisten angewendete Konstruktionswerkstoff [9]. Das Hauptelement Eisen kommt häufig vor und ist preiswerter als Leichtmetalle wie Aluminium oder Titan. Durch Legierungsmodifikation decken Stähle ein gewaltiges Spektrum an Eigenschaften ab. Für die additive Fertigung sind Stähle interessant, die besondere Eigenschaften aufweisen. So wird für Konstruktionsbauteile größtenteils korrosionsbeständiger Stahl verwendet [6]. Ein weiteres Anwendungsfeld ist die Herstellung von Werkzeugen [5]. Die besonderen Ansprüche an die mechanischen Eigenschaften, die für Werkzeuge benötigt werden, erfüllen die Werkzeugstähle. Diese Legierungen sind durch hohe Kohlenstoff- und Karbidbildnergehalte gekennzeichnet. Durch die Neigung zu Rissbildung und Verzug resultiert eine herausfordernde Verarbeitbarkeit im SLM-Prozess. Werkzeugstähle wurden bisher auf Grund dieser Herausforderungen selten mit SLM prozessiert. Es besteht daher ein großer Bedarf die Zusammenhänge zwischen dem Prozess, der Verarbeitbarkeit, dem entstehenden Gefüge und den resultierenden Eigenschaften aufzuklären.

In dieser Arbeit sollen die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften dreier hochfester Stahllegierungen, verarbeitet im SLM-Prozess, untersucht werden. Die Stahllegierung Fe85Cr4Mo8V2C1 (Massenanteil in %) zeigt bereits im Gusszustand unter Druckbelastung interessante mechanische Eigenschaften. Durch die Realisierung relativ hoher Erstarrungsraten beim Gießprozess dünnwandiger Bauteile wird eine maximale Festigkeit von ca. 4000 MPa, verknüpft mit einer beachtlichen Bruchstauchung von ca. 20 % erzielt [10]. Die Methode des Gießens schränkt die Geometrie der herstellbaren Bauteile ein. Zudem sind typische Gießfehler wie Seigerungen und Lunker nicht auszuschließen. Die höchstfeste Stahllegierung Fe85Cr4Mo1V1W8C1 (Massenanteil in %) zeigt im Guss eine noch höhere Druckfestigkeit von bis zu 5500 MPa und sollte durch die partielle Substitution von Molybdän und Vanadium durch Wolfram eine bessere Schweißbarkeit aufweisen [11]. Eine Legierungsentwicklung auf Grundlage der Erfahrungen mit den beiden genannten Legierungen, speziell auf die Anforderungen des SLM-Prozesses zugeschnitten, soll ermöglichen, das Potenzial des SLM-Prozesses auszuschöpfen.

An den beiden Ausgangslegierungen soll der Einfluss des Prozesses, das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften untersucht und dem Gusszustand vergleichend gegenübergestellt werden. Es wird die Auswirkung verschiedener SLM-Prozessparameter wie Laserleistung, Lasergeschwindigkeit und Schraffurabstand untersucht. Zudem wird eine Substratplattenheizung

verwendet und die Folgen für die Rissneigung, den Verzug, das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften bewertet.

Bei der Legierungsentwicklung soll die Verarbeitbarkeit der Legierung im SLM-Prozess verbessert werden, was sich in höheren Aufbauraten und geringerer Riss- und Verzugsneigung bemerkbar macht. Anhand der Legierungsentwicklung werden Möglichkeiten zur gezielten Beeinflussung des Gefüges und damit der mechanischen Eigenschaften durch Anpassung der SLM-Prozessparameter innerhalb bestimmter Bauteilbereiche aufgezeigt.

Im Rahmen der Arbeit werden Prototypen von Werkzeugen aus allen untersuchten Legierungen mit dem SLM-Prozess hergestellt. Dabei wird die gesamte Prozesskette vom CAD-Entwurf (engl. *computer aided design*), über den SLM-Prozess, bis hin zur Nachbearbeitung und einem Test der Werkzeuge durchlaufen. In der Folge wird eine Übertragung auf die industrielle Fertigung möglich sein.

2 Grundlagen

Das selektive Laserschmelzen erlaubt geeignete metallische Werkstoffe in nahezu beliebige geometrische Formen zu bringen. Während des Prozesses unterliegt der Werkstoff besonderen thermischen Bedingungen, wie beispielsweise einer hohen Erstarrungsrate oder zyklischer Erwärmung, hervorgerufen durch den schichtweisen Aufbau. Um die Einflüsse des Prozesses auf den Werkstoff beurteilen zu können, ist ein tiefes Verständnis über die Prozessbedingungen notwendig.

Zunächst wird ein Überblick über die additiven Fertigungstechnologien gegeben, um eine Einordnung des SLM-Prozesses zu ermöglichen. Anschließend wird der SLM-Prozess selbst erläutert, wobei der Fokus auf den Prozessbedingungen liegt, die den verarbeiteten Werkstoff beeinflussen. Die Beschreibung von Gefüge und Eigenschaften SLM prozessierter Stähle und konventionell verarbeiteter Werkzeugstähle soll die Wechselwirkungen aus Prozessbedingungen, der Gefügeentstehung und den mechanischen Eigenschaften verdeutlichen.

2.1 Additive Fertigungstechnologien

Additive Fertigungsverfahren sind Herstellungstechnologien, bei denen das Werkstück schicht- oder elementweise aufgebaut wird. Sie unterscheiden sich damit grundlegend von konventionellen Fertigungsverfahren, bei denen subtraktiv (z. B. spanende Verfahren), verformungsbasiert (z. B. Schmieden) oder urformend (z. B. Gießen) gefertigt wird. Die Industrie, die hinter AM steht, ist einer der am schnellsten wachsenden Wirtschaftszweige mit einem Zuwachs um 25,9 % im Jahr 2016 auf ein Umsatzvolumen von über 5 Mrd. € [12]. Additive Fertigungsanlagen für die industrielle Anwendung (>5000 €) werden inzwischen von 62 Herstellern weltweit angeboten. 34 Anbieter gibt es alleine für Metalle mit dem Einsatz in der additiven Fertigung. Weltweit werden neue Forschungsstandorte gegründet, die sich ausschließlich mit AM beschäftigen und neue Fabriken um AM herum aufgebaut [12].

Das erste Patent, das die Methode der additiven Fertigung beschreibt, wurde bereits 1973 in Deutschland angemeldet [13]. Zu diesem Zeitpunkt fehlte es noch an leistungsfähigen Computern. Somit war eine kommerzielle Verfügbarkeit der Verfahren erst Ende der 1980er Jahre gegeben [14, 15]. Die ersten angewendeten Verfahren waren die Stereolithographie, *layer laminated manufacturing*, Schmelzschichtung (FDM) und selektives Lasersintern [15]. Sie wurden zunächst fast ausschließlich zur Herstellung von Prototypen und Modellen eingesetzt, woraus

sich der Begriff *rapid prototyping* entwickelt hat. Das selektive Laserschmelzen wurde 1996 vom Fraunhofer ILT in Aachen entwickelt [16].

Mit der Zeit verschob sich der Anwendungsbereich der additiven Fertigungsverfahren von der Prototypenherstellung hin zur Bauteilfertigung, wodurch sich der Begriff des *rapid prototyping* in *additiv manufacturing* gewandelt hat. Ursächlich für die Wandlung des Anwendungsbereiches sind die zahlreichen Vorteile, die additive Fertigungstechnologien bei der Herstellung geeigneter Bauteile bieten:

- + Eine nahezu uneingeschränkte geometrische Gestaltungsfreiheit erlaubt es, beliebige Geometrien wie Hohlräume, Gitterstrukturen, Kühlkanäle oder gradierte Porosität zu fertigen. Außerdem können Bauteile in ihrer Geometrie belastungsgerecht konstruiert werden, was häufig auf der Basis von Topologieoptimierung geschieht. Im Gegensatz zu subtraktiven Verfahren wird ein stärker gewichtoptimiertes Teil sogar günstiger, da weniger Material geringere Materialkosten und eine geringere Produktionszeit bedeutet.
- + Die Zeit, die zwischen Entwurf eines Bauteils und der abgeschlossenen Produktion eines ersten Bauteils vergeht, ist im Vergleich zu Verfahren wie z. B. Gussprozessen kürzer, da Zwischenschritte wie der Formenbau entfallen. Dies erlaubt es z. B. Sonderwerkzeuge in kurzer Zeit zu realisieren oder die Produktionszeit von Formwerkzeugen zu verringern [5].
- + Komplexe Bauteile mit geringer Stückzahl können teilweise günstiger mit additiven Verfahren hergestellt werden [17]. Auch können häufig Baugruppen zu einem Teil zusammengeführt werden, was insbesondere die Montagekosten verringert.
- + Häufig kann das Ausgangsmaterial wiederverwendet werden und der Energieaufwand, der von der Rohstoffgewinnung bis zum fertigen Bauteil aufgewendet werden muss, ist bei gleicher Stückzahl meist geringer als bei konventionellen Verfahren [18, 19].

Gleichzeitig hat die Verfahrensgruppe auch mit zahlreichen Nachteilen zu kämpfen, die Gegenstand heutiger Forschung und Entwicklung sind:

- Die Volumenaufbaurrate additiver Prozesse ist noch zu gering, um hohe Stückzahlen kostendeckend fertigen zu können. Mit einer Steigerung der Aufbaurrate ist üblicherweise eine Verringerung der Genauigkeit und Oberflächenqualität verbunden.
- Durch den schichtweisen Aufbau ist die Oberflächenqualität bei hohen Schichtdicken durch den Treppenstufeneffekt herabgesetzt [20]. Bei einigen Verfahren kann es zu Anhaftungen des Ausgangsmaterials an der Oberfläche kommen. Es besteht außerdem die Gefahr von Porosität, die zwischen den Schichten entsteht. Die Restporosität ist insbesondere bei dynamisch belasteten Bauteilen kritisch zu bewerten.

- Im Vergleich zu den konventionellen Verfahren ist das Ausgangsmaterial teurer, da meistens ein vorgelagerter Prozessschritt notwendig ist, um den Werkstoff in eine geeignete Form zu bringen (z. B. Pulver-, Draht-, Granulatherstellung).
- Der Stand der Normen und der Aufwand zur Zertifizierung hat noch nicht den Stand der konventionellen Verfahren erreicht, ist aber Gegenstand intensiver Bemühungen. Insbesondere für neue Materialien existieren keine Normen und Zertifizierungen, sodass hier Forschungsbedarf besteht.

Die Anwendungsbereiche additiv gefertigter Teile sind durch die Vor- und Nachteile der Verfahren bestimmt. So wird aktuell mehrheitlich in vier Industriesparten additive Fertigung angewendet. Am häufigsten kommt die additive Fertigung bei der Produktion von Kunststoffteilen zum Einsatz [21]. Der zweitgrößte Anwendungsbereich ist die Herstellung komplexer Motorenteile oder leichter Strukturbauteile für das Transportwesen. Hauptanwender ist hier die Luft- und Raumfahrtindustrie, da hier geringe Stückzahlen und hohes Leichtbaupotenzial aufeinandertreffen [22]. Ein drittes wichtiges Anwendungsfeld ist die Werkzeugindustrie. Spritz- und Metallgussformen lassen sich schnell und mit geeigneter Kühlung realisieren [5] und auch Sonderwerkzeuge mit geringen Stückzahlen fertigen [12]. Zusätzlich stellen mehr als 20 % der Firmen, die eine additive Fertigungsanlage betreiben, damit eigene Werkzeuge her [21]. Der vierte Anwendungsbereich findet sich in der Medizintechnik, die von der Individualisierbarkeit und der Möglichkeit gradiert Porosität profitiert. Mit Hilfe additiver Fertigungsverfahren lassen sich Implantate herstellen, die an den Patienten individuell angepasst sind. Die einstellbare Porosität erlaubt es darüber hinaus, eine zum Knochen passende Steifigkeit zu generieren und ermöglicht das Einwachsen von Zellen in das Implantat [23].

Die Prozesskette, von der Idee bis hin zu einem einsatzbereiten additiv gefertigten Bauteil, verläuft bei allen additiven Fertigungsverfahren nach dem gleichen Schema:

Zunächst muss ein geeigneter Werkstoff ausgewählt werden, welcher der Funktion des Bauteils, aber auch der speziellen Herstellungstechnologie gerecht wird. Die Werkstoffeigenschaften beeinflussen alle nachfolgenden Schritte maßgeblich. Nur mit einem geeigneten Werkstoff ist eine kosteneffektive Fertigung möglich.

Im zweiten Schritt muss ein CAD-Modell des zu fertigenden Bauteils erstellt werden. Dazu kann ein Bauteil völlig neu konstruiert, ein vorhandenes CAD-Modell verwendet oder Daten aus bildgebenden Verfahren wie 3d-Scanner oder Computertomographie genutzt werden. Nur im ersten Fall ist es möglich, alle Vorteile des Fertigungsverfahrens optimal auszuschöpfen. Häufig kommen dann Verfahren wie die Topologieoptimierung zum Einsatz, die eine belastungsgerechte

Konstruktion ermöglicht. Auf Grundlage dieser Daten wird das Bauteil verfahrensgerecht neu konstruiert. Bei gewichtsoptimierten Bauteilen bestimmen die mechanischen Werkstoffeigenschaften die Querschnittsdicke und damit auch Materialeinsatz und Prozesszeit. Zu diesem Zeitpunkt sollten bereits die Ausrichtung des Bauteils auf der Substratplatte, die Stützflächen und die Spannflächen für eine eventuelle spanende Nachbearbeitung bedacht werden.

Die CAD-Daten werden anschließend üblicherweise in das stl-Format (engl. *stereolithographie*) übertragen. Dabei wird die Oberfläche des 3d-Teils mit Dreiecken abstrahiert. Die Ausrichtung des Bauteils auf der Substratplatte muss bestimmt werden. Sofern der Prozess Stützen verwendet, werden diese nun erstellt. Es ist dabei auf eine einfache Nachbearbeitung zu achten. Beispielsweise können Stützen im Inneren von Hohlräumen nur erschwert oder gar nicht mehr entfernt werden.

Anschließend werden das Bauteil und die Stützstruktur virtuell in Schichten zerlegt und der Wegverlauf des „Werkzeugs“ im additiven Prozess in jeder Schicht berechnet. Die prozessspezifischen Parameter sind werkstoffabhängig.

Der eigentliche additive Bauprozess ist abhängig vom angewandten Fertigungsverfahren und wird im Kapitel 2.2 für SLM detailliert beschrieben.

Abschließend wird das Bauteil vom Substrat separiert und die Stützen werden entfernt. Eventuell muss die Oberfläche nachbearbeitet werden. Üblich sind des Weiteren Wärmebehandlungen, Sinterprozesse oder heißisostatisches Pressen. Anschließend können Gewinde und Passungen eingefügt werden.

Die einzelnen additiven Fertigungsverfahren lassen sich anhand verschiedener Merkmale kategorisieren. Üblich sind Einteilungen anhand des Ausgangsmaterials (z. B. Pulver, Draht, Suspension, Gas), der Energiequelle (z. B. laserbasierte Verfahren) oder nach den verarbeitbaren Materialien (Polymere, Metalle, Keramiken). Eine Übersicht der gebräuchlichsten additiven Fertigungstechnologien ist in Tabelle 1 gezeigt.

Im Folgenden sollen nur die Technologien vergleichend vorgestellt werden, welche zur Metallverarbeitung geeignet sind, da innerhalb dieser Arbeit nur mit Metall gefertigt wurde.

Tabelle 1: Übersicht über kommerzielle additive Fertigungsverfahren und ihre gängigen Abkürzungen, die verwendete Energiequelle, den Ausgangszustand des Ausgangsmaterials und die verarbeitbaren Materialklassen.

Verfahren	Energiequelle	Ausgangszustand	Materialien
Elektronen-Strahlschmelzen (EBM)	Elektronenstrahl	Pulver	Metall
<i>Fused layer modelling</i> (FLM)	Beheizter Extruder	Kunststoffstrang	Kunststoff
<i>Inkjet printing</i> (MJM, PJM)	UV Strahlung	Flüssigharz	Kunststoff
Laserauftragsschweißen (LMD, LC, DMD, LENS)	Laser	Pulver/Draht	Metall
<i>Layer laminated manufacturing</i> (LLM)	Anschließende Sinterung	Folien	Papier, Polymer, Metall, Keramik
<i>Selective laser chemical vapour deposition</i> (LCVD)	Laser	Gas	Metall, Keramik
Selektives Laserschmelzen (SLM, LBM)	Laser	Pulver	Metall
Selektives Lasersintern (SLS)	Laser	Pulver	Polymer, Formsand, Metall, Keramik
Stereolithografie (SLA)	UV Strahlung	Flüssigharz	Polymer, Keramik
<i>Wire arc additive manufacturing</i> (WAAM)	Lichtbogen	Draht	Metall

Beim Elektronenstrahlschmelzen (EBM, engl. *electron beam melting*) wird metallisches Pulver mittels eines Elektronenstrahls aufgeschmolzen. Das Verfahren findet wegen des Elektronenstrahls im Vakuum statt. Da der Elektronenstrahl mit magnetischen Linsen, die keiner Masseträgheit unterliegen, gesteuert wird, kann die Position und die Belichtungsgeschwindigkeit des Elektronenstrahls nahezu verzögerungsfrei gesteuert werden [20]. Dies führt in der Praxis dazu, dass der Querschnitt des Bauteils mit mehreren virtuellen Schmelzpunkten bearbeitet wird. Dazu wird der Elektronenstrahl so schnell zwischen den Schmelzpunkten hin und her geführt, dass dennoch mehrere kontinuierliche Schmelzbahnen entstehen. Ein weiterer Vorteil des EBM-Verfahrens ist die Möglichkeit, dass Pulverbett mit dem Elektronenstrahl vorzuheizen. Dies ermöglicht es, besonders risseempfindliche Materialien wie Titanaluminide zu verarbeiten [24]. Die am häufigsten mit EBM verarbeitete Legierung ist Ti-6Al-4V [25]. Auch einige Stahllegierungen wie H13 [26-28], 1.3343 [29] oder M2 [30] wurden bereits mittels EBM verarbeitet. Nachteile des EBM-Verfahrens sind eine hohe Oberflächenrauigkeit, Einschränkungen in der Legierungsauswahl bei leicht abdampfenden Legierungselementen oder elektrostatischer Aufladung und ein erhöhter Aufwand, um das vorversinterte Pulver und das Bauteil zu trennen. Besonders beim Werkzeugbau bietet der SLM-Prozess Vorteile gegenüber dem EBM-Verfahren durch die hier geringere Oberflächenrauigkeit [31] und der Möglichkeit das Pulver aus Kühlkanälen auszuschütten.

Beim generativen Laserauftragsschweißen (LMD engl. *laser metal deposition*) wird das Ausgangsmaterial in Form von Pulver oder Draht direkt dem Laserfokus zugeführt. Die drei repräsentativsten Verfahrensvarianten sind *direct metal deposition* (DMD), *laser engineered net shaping* (LENS) und *direct light fabrication* (DLF). Der Laser und die Pulverdüse können an einem beweglichen Arm befestigt sein, der neben den Achsen x-y-z auch Rotationen erlauben kann. Dadurch ist das Verfahren geometrisch sehr flexibel und ermöglicht auch schräge Aufbauten. Von allen additiven Fertigungsverfahren, die Metall verarbeiten, ist die Aufbaurrate von LMD-Verfahren am größten (ca. 4 cm³/min [32]), sodass sie sich auch für große Bauteile eignen. Ein Nachteil der Verfahren ist die sinkende geometrische Genauigkeit mit steigender Aufbaurrate. Neueste Anlagen begegnen diesem Problem mit einem hybriden Fertigungsansatz, der LMD und spanende Nachbearbeitung in einer Maschine vereint. Mittels LMD können Stähle wie H13 [33, 34], ALSI 4340 [35, 36], ALSI 410 [37, 38], ALSI 304 [39] und ALSI 316L [40] verarbeitet werden. Die Verarbeitung hochlegierter Werkzeugstähle stellt mit LMD eine größere Herausforderung als mit SLM dar, da die Temperierung der meist größeren Bauteile schwerer zu realisieren ist.

Das selektive Lasersintern (SLS) ist von der Anlagentechnik identisch aufgebaut wie SLM. Es unterscheidet sich lediglich durch den Grad der Erhitzung des Pulvers. Während beim SLM-Prozess das Pulver vollständig aufgeschmolzen wird, findet beim SLS-Prozess nur eine Sinterung statt [41]. Dies führt dazu, dass kaum thermische Spannungen entstehen. Dies macht nach dem SLS-Prozess noch eine klassische Sinterung erforderlich. Im SLS-Prozess wird nur ein Grünkörper aufgebaut. Dies ermöglicht das Verfahren auch für Keramiken und sogar Pulvermischungen (Metall + Keramik, Polymer + Keramik, etc.) anzuwenden [42, 43]. Der Hauptanwendungsfall liegt in der Verarbeitung von Polymeren. Metalle müssen für die Verarbeitung meist einen organischen Binder enthalten.

Layer laminated manufacturing (LLM) beruht auf dem schichtweisen Zusammenfügen vorgeschchnittener Bauteilquerschnitte. Bei Metallen ist Verklebung oder Schweißen üblich, um eine dauerhafte Verbindung der Schichten zu erreichen. Stähle werden u. a. beim Formenbau mit LLM verarbeitet [44, 45]. Durch profilierte Schnittkanten der Querschnitte kann eine sehr niedrige Rauheit erreicht werden [46].

Das selektive Laserschmelzen ist ebenfalls für die Verarbeitung von Metall geeignet und wird im nachfolgenden Kapitel beschrieben.

2.2 Selektives Laserschmelzen

2.2.1 Technische Aspekte

Prozess

SLM (oder LBM engl. *laser beam melting* oder LM engl. *laser melting*) ist ein pulverbettbasiertes additives Fertigungsverfahren, bei dem ein Laser als Energiequelle dient. Die Bauteile werden schichtweise aufgebaut. Dazu wird zunächst eine dünne Schicht Pulver aufgetragen. Üblich sind 20-150 μm Schichtdicke. Mit Hilfe des Energieeintrags des Lasers wird nachfolgend der Pulverbettbereich aufgeschmolzen, welcher zum Querschnitt des Bauteils gehört. Anschließend wird die Bauplattform um eine Schichtdicke abgesenkt und erneut mit Pulver beschichtet. Dieser Kreislauf wiederholt sich bis zur Fertigstellung des Bauteils (Abbildung 1).

Die Auslenkung des Laserstrahls wird mit beweglichen Spiegeln gesteuert. Des Weiteren muss die Fokusslage des Lasers auf der Substratplatte konstant gehalten werden. Dies kann u. a. mit einer f-Theta-Linse erreicht werden, die durch ihre Linsenkrümmung die Fokusslage in Abhängigkeit des Auslenkungswinkels des Laserstrahls anpasst. Der Prozess findet unter Schutzgasatmosphäre statt. Übliche Schutzgase sind Argon oder Stickstoff. Als Laser dienen Nd:YAG Laser mit einer Leistung von bis zu 1000 W, die in konventionellen Anlagen im kontinuierlichen Betrieb arbeiten. Sie haben eine Wellenlänge von 1064 nm, die von Metallen optimal absorbiert wird.

Industriell verfügbar sind Aluminium-, Stahl-, Titan-, Nickel- und Kobaltchromlegierungen [6-8]. Für jede Legierung ist ein anlagen- und materialspezifischer Parametersatz notwendig. Üblich ist die Verwendung vorlegierter Pulver einer Legierung. Theoretisch erlaubt es der Prozess, auch gradierte Werkstoffe herzustellen. Dies erfolgt über eine schichtweise Variation der Pulverzusammensetzung. Die nachfolgende Vermischung der Pulver im Pulverbett verhindert eine Wiederverwendung der Pulver, da eine Entmischung der verschiedenen Zusammensetzungen meist nicht möglich ist. Es gibt außerdem Ansätze zur hybriden Fertigung, bei der auf einem vorgefertigten Bauteil additiv aufgebaut wird [5, 47]. Das vorgefertigte Bauteil kann ebenfalls mittels SLM gefertigt sein. Dafür muss das gesamte Pulver dieses Prozessdurchlaufes entfernt werden und die Baukammer mit dem Pulver des zweiten Materials gefüllt werden. Die Beschränkung auf ein Material im SLM-Prozess bedeutet, dass auch die Stützen aus demselben Material sein müssen wie das gefertigte Bauteil. Wie gut sich Stützen später vom Bauteil entfernen lassen, hängt also stark mit dem verarbeiteten Werkstoff zusammen.

Um die Prozessgeschwindigkeit zu erhöhen, sind in aktuellen Anlagen mehrere Laser verbaut. Sie arbeiten gleichzeitig an verschiedenen Stellen des Bauteilquerschnitts. Bei bestimmten Materialien, z. B. Aluminiumlegierungen, kann eine Hülle-Kern-Strategie angewendet werden. Dabei wird die Kontur mit geringer Schichtdicke und geringem Energieeintrag und der Kern nur bei einem Vielfachen der Randschichtdicke und hohem Energieeintrag belichtet. Dadurch bleibt die Oberflächengüte der Bauteile durch die geringe Schichtdicke erhalten und die Prozesszeit wird verkürzt, da nicht in jeder Schicht das gesamte Volumen belichtet werden muss. Die Erhöhung der Aufbaugeschwindigkeit erlaubt es, die Größe der Bauteile zu erhöhen und führt dazu, dass die Baukammern der Anlagen immer größer werden (maximal 800 mm x 400 mm x 500 mm, X LINE 2000R, Concept Laser, Deutschland, Stand 13.02.2017).

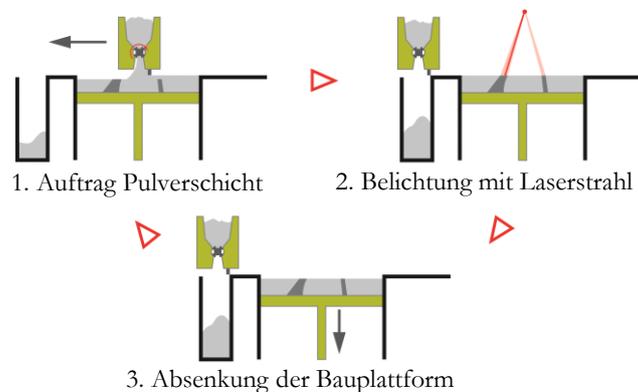


Abbildung 1: Schematischer Ablauf des SLM-Prozesses (nach [48]).

Industrielle Anwendung

Insbesondere der SLM-Prozess hat sich von der Prototypenfertigung zu einem Fertigungsverfahren für Endprodukte weiterentwickelt. Die Anerkennung der Zuverlässigkeit und Produkteigenschaften der Technologie zeigt sich u. a. an den ersten Zulassungen von SLM gefertigten Bauteilen in der Luftfahrtindustrie. So hat GE Aviation 2015 mit der Produktion von Einspritzdüsen begonnen, die seit 2016 im LEAP-Triebwerk fliegen [49]. Beispiele industrieller SLM-Bauteile sind in Abbildung 2 zu sehen. Neben der Luft- und Raumfahrtindustrie wird SLM in der Werkzeugindustrie eingesetzt. Hier kommt es auf hohe Festigkeit und Verschleißbeständigkeit an, sodass hauptsächlich Stähle verarbeitet werden. Die häufigste Anwendung ist die Herstellung von Formen für Gießprozesse, Umformwerkzeuge und Sonderwerkzeuge (Abbildung 2d) [5, 50]. Andere Anwendungsgebiete finden sich in der Medizintechnik (Implantate und Zahnersatz), in der Automobilindustrie (Motorsport) aber auch

beim Militär [3, 4, 6, 51]. Aktuelle Problemfelder der Technologie sind u. a. die ungenügende Oberflächenqualität, langsame Aufbauraten, Restporosität, fehlende Standards oder ein Mangel an qualifizierten Fachkräften [18, 19].

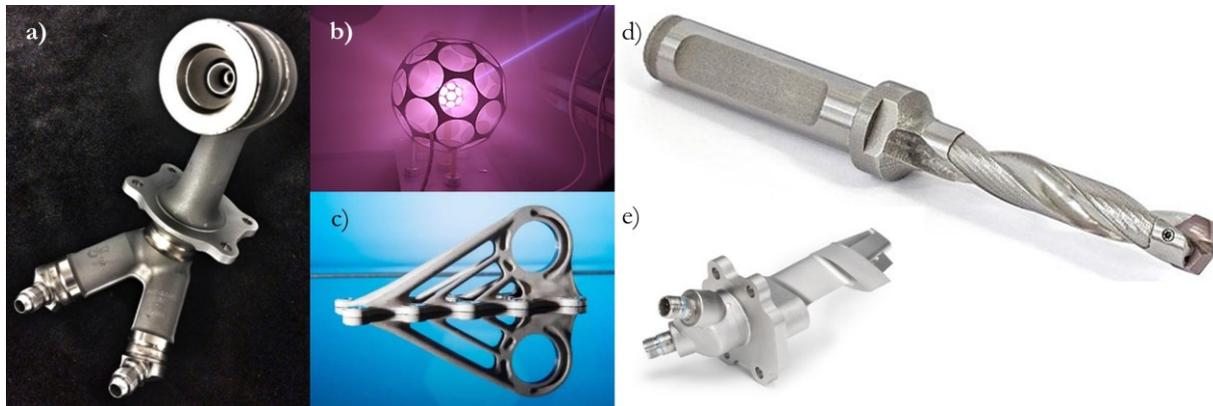


Abbildung 2: SLM-Bauteile aus Industrie und Forschung. a) Einspritzdüse eines Flugzeugtriebwerks (LEAP, CFM International) mit Luftverkehrs Zulassung [49]; b) Fusionsreaktor der TU Dresden gefertigt am IFW Dresden; c) statisches Halterelement im Airbus A350 XWB [52]; d) innengekühlter Bohrer mit Sonderabmaßen [53]; e) Sensorgehäuse für den Einsatz im Hochdruckkompressor eines Flugzeugtriebwerks [49].

Einflussfaktoren und Prozessparameter

Entlang der Prozesskette vom Bauteilentwurf, über die Pulverherstellung, den SLM-Prozess und die Nachbearbeitung, bis hin zum fertigen Bauteil müssen zahlreiche Einflussfaktoren auf das Endprodukt berücksichtigt werden. Rehme [54] hat in seiner Arbeit 157 Einflussfaktoren aufgezählt, wovon einige als konstant angenommen werden können, während bei vielen anderen nur ein sehr geringfügiger Einfluss zu erwarten ist. Die Anzahl der signifikanten Einflussfaktoren wurde von van Elsen [55] mit 12 angegeben. Das Thema Einflussfaktoren auf den SLM-Prozess konzentriert sich in der Literatur maßgeblich auf die SLM-Prozessparameter. Im Folgenden soll ein Überblick über die Einflussfaktoren gegeben und anschließend die SLM-Prozessparameter beschrieben werden.

Das Material beeinflusst den Prozess durch seine intrinsischen Eigenschaften wie Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität, latente Wärme, Schmelzpunkt, Viskosität, thermische Ausdehnung, Gasdruck und Absorption. Phasenumwandlungen, Diffusion und Löslichkeit beeinflussen die Gefügestehung. Für die Fließfähigkeit des Pulvers und die Dichte des Pulverbetts sind die Partikelform und Partikelgrößenverteilung des Pulvers bedeutend. Sphärische Partikel, wie sie bei der Gasverdüsung entstehen, sind am besten für den SLM-Prozess geeignet [56]. Sie sorgen für eine gute Fließfähigkeit und Schüttdichte des Pulvers. Bei der Partikelgrößenverteilung muss ein Kompromiss aus Fließfähigkeit und Schüttdichte gefunden

werden. Eine bimodale Partikelgrößenverteilung im Verhältnis 1:7 sorgt für eine gute Schüttdichte [57]. Eine enge Partikelgrößenverteilung führt zu einer besseren Fließfähigkeit [58, 59]. Der größtmögliche Partikeldurchmesser richtet sich nach der Schichtdicke.

Umwelteinflüsse spielen auch beim SLM-Prozess eine große Rolle. Das Pulver kann durch die Außenatmosphäre beeinflusst werden, sofern es z. B. beim Sieben mit dieser in Kontakt kommt. Hygroskopische Pulver ziehen Wasser an, was zu Agglomeration, verringerter Fließfähigkeit und Oxidation- und Wasserstoffaufnahme im Prozess führen kann. Innerhalb der Baukammer wird die Umwelt kontrolliert, um unerwünschte Effekte zu vermeiden. Die Güte der Schutzatmosphäre beeinflusst den Oxidationsgrad, aber auch Wasserstoff- und Stickstoffaufnahme des verarbeiteten Materials. Sie ist bei Titanwerkstoffen oder Stählen ein kritischer Faktor.

Die Aufbereitung der CAD-Daten beeinflusst u. a. die Maßhaltigkeit, Baugeschwindigkeit, Oberflächenqualität und Eigenspannungen. Bei der Umwandlung in das stl-Format ist zu beachten, dass gekrümmte Oberflächen mit Dreiecken nachgebildet werden und damit eine ausreichend hohe Anzahl an Dreiecken notwendig ist, um die geometrische Genauigkeit zu erhalten. Die Ausrichtung der Bauteile bestimmt die Bauhöhe und damit die Prozessdauer. Außerdem bestimmt sie die x-y-Fläche und damit die Anzahl der Bauteile auf der Substratplatte sowie die Größe der Querschnittsflächen. Große Querschnittsflächen können Verzug und Eigenspannungen verstärken.

Die SLM-Anlage enthält zahlreiche Einflussfaktoren, die vom Anwender nicht geändert werden können. Dazu gehören die Wellenlänge des verbauten Lasers, der Betriebsmodus des Lasers, die Strahlqualität oder der kleinst- und größtmögliche Fokusbereich. Auch die Substrattemperatur oder die Art der Pulverbeschichtung bestimmen Eigenschaften und Qualität der Bauteile.

Die SLM-Prozessparameter können vom Anwender geändert werden und haben den größten Einfluss auf das Endprodukt. Häufig werden die Parameter zum Volumenenergieeintrag E_V oder Linienenergieeintrag E_L zusammengefasst:

$$E_V = \frac{P}{S_V \cdot S_A \cdot S_D} \quad , \quad 2-1$$

$$E_L = \frac{P}{S_V \cdot S_D} \quad . \quad 2-2$$

P bezeichnet die Laserleistung, S_V die Scangeschwindigkeit, S_A den Schraffurabstand und S_D die Schichtdicke. Der Volumenenergieeintrag gibt an, wie viel Energie in das Bauteilvolumen eingebracht wurde und der Linienenergieeintrag gibt an, wie viel Energie in den Längsschnitt einer Schmelzbahn eingetragen wurde. Die so berechneten Energieeinträge stellen eine sehr starke Vereinfachung dar und sind nur aussagekräftig, wenn zusätzlich die Prozessparameter angegeben sind.

Die Laserleistung gibt an, wie viel Energie pro Zeit durch den Laserstrahl zur Verfügung steht. Sie muss hoch genug gewählt werden, um das Pulver im Fokusbereich komplett und die darunterliegende Schicht teilweise aufzuschmelzen. Sie darf aber nicht so hoch gewählt werden, dass es zu Verdampfung oder zum Spritzen kommt. Gäbe es keine Schmelzbahninstabilitäten, würde man die Laserleistung so hoch wie möglich wählen und den Energieeintrag über die Scangeschwindigkeit regeln, um eine höchstmögliche Aufbaurrate zu erzielen.

Die Aufbaurrate A_R hängt nicht direkt von der Laserleistung ab und berechnet sich nach:

$$A_R = S_V \cdot S_A \cdot S_D. \quad 2-3$$

Wie schnell sich der Fokuspunkt des Lasers über das Pulverbett bewegt, bestimmt die Scangeschwindigkeit. Eine höhere Scangeschwindigkeit bedeutet eine größere Aufbaurrate. Sie wird durch zwei Faktoren limitiert. Zum einen müssen die geschmolzenen Pulverteilchen zusammenfließen, was innerhalb eines Zeitraums von 5 bis 35 ms passiert [60]. Dabei darf sich der Laserfokus nicht schneller als die stabile Schmelze bewegen. Zum anderen begrenzt die thermische Leitfähigkeit des Pulvers die Scangeschwindigkeit. Wenn die Scangeschwindigkeit die Geschwindigkeit des Wärmeflusses im Pulver überschreitet, wird die Schmelze instabil und die Kontinuität der Schmelzbahn reißt ab.

Zusätzlich beeinflusst die Schichtdicke die Aufbaurrate und die Oberflächenqualität. Es muss ein Kompromiss gefunden werden, der eine hohe Aufbaurrate (hohe Schichtdicken) und eine hohe Oberflächenqualität (geringe Schichtdicke) verbindet. In der Praxis haben sich Schichtdicken zwischen 30 und 50 μm bewährt. Bei höheren Schichtdicken ist der Treppenstufeneffekt deutlich sichtbar.

Der Schraffurabstand beeinflusst ebenfalls die Aufbaurrate. Er ist durch die Breite der Schmelzbahn beschränkt. Um ein dichtes Volumen zu erhalten, müssen sich die Schmelzbahnen überlappen. Bei einem zu geringen Schraffurabstand kann es zu Pulververarmung kommen. Dabei wird durch die Oberflächenspannung der Schmelze benachbartes, nicht geschmolzenes

Pulver von der Schmelzbahn angezogen, was dann nicht für die nächste Schmelzbahn zur Verfügung steht [61, 62].

Die Scanstrategie beeinflusst die Größe und Verteilung der Eigenspannungen, den Verzug, die Porenverteilung und die Mikrostruktur. Es gibt zahlreiche verschiedene Scanstrategien, die bereits von den Anlagenherstellern softwareseitig unterstützt werden und die Möglichkeiten zur Entwicklung neuer Strategien sind groß. Scanstrategien beruhen darauf, dass Eigenspannungen und Verzug am größten sind, wenn die Scanvektorlänge nicht begrenzt ist und keine Rotation der Scanvektoren stattfindet [63-66]. Dementsprechend wird die Scanvektorlänge durch Aufteilung des Bauteilquerschnitts in mehrere Bereiche begrenzt. Innerhalb der Bereiche muss die Abfolge und Richtung der Scanvektoren festgelegt werden. Zusätzlich können in der nächsten Schicht die Bereiche verschoben und/oder rotiert werden. Auch eine Rotation der Ausrichtung der Scanvektoren innerhalb eines Bereiches ist üblich.

Abbildung 3 zeigt eine schematische Darstellung verschiedener Möglichkeiten die Scanstrategie zu variieren. Die Abfolge der Scanvektoren beeinflusst die Belichtungszeit, Fehleranfälligkeit und Dichte. Bei gleich ausgerichteten Scanvektoren macht der Laserspot nach jedem Scanvektor eine Leerfahrt zum Beginn des nächsten Scanvektors, was die Belichtungszeit erhöht. Bei der kreuzenden Abfolge wird diese Leerfahrt vermieden. Die kreuzend-verbundene Abfolge ermöglicht einen durchgehenden Betrieb des Lasers und verringert damit Fehler, die durch Latenz im Positions-Laserleistungs-Abgleich entstehen. Unabhängig ihrer Drehrichtung hinterlässt die spiralförmige Abfolge häufig eine Pore in der Mitte der Spirale durch Pulververarmung und sorgt für hohe Eigenspannungen und Verzug [63]. Die Konturversatz-Abfolge hat dieselben Probleme wie die spiralförmige Abfolge, sorgt jedoch durch die exakte Parallelität zur Außenkontur für eine hohe Oberflächenqualität. Sie wird daher häufig für die Hülle eines Bauteils angewendet.

Durch Unterteilung des Bauteilquerschnitts in mehrere Bereiche wird die Scanvektorlänge begrenzt. Zu kurze Scanvektorlängen erhöhen die Eigenspannungen, den Verzug und die Fehleranfälligkeit. Häufiges Beschleunigen und Abbremsen des Laserspots über die Bewegung der masseträgen Spiegel führt zu Fehlpositionierungen und falschen Scangeschwindigkeiten [67]. Zu lange Scanvektoren erhöhen Eigenspannungen und Verzug [66]. Für die Form der Bereiche haben sich die Streifen- und Schachbrettstrategie bewährt. Vergleiche der beiden Strategien zeigen eine höhere Eigenspannungsentwicklung bei der Schachbrettstrategie [63]. Werden die Schachfelder nicht verschoben, kann es zu Porenkanälen zwischen den Feldern kommen [68]. Die regelmäßigen Übergänge zwischen Schachfeldern können das Gefüge beeinflussen. Für

Nickelbasissuperlegierungen wurde von feinkörnigem Gefüge an den Feldübergängen und kolumnaren Körnern im Inneren der Felder berichtet [69].

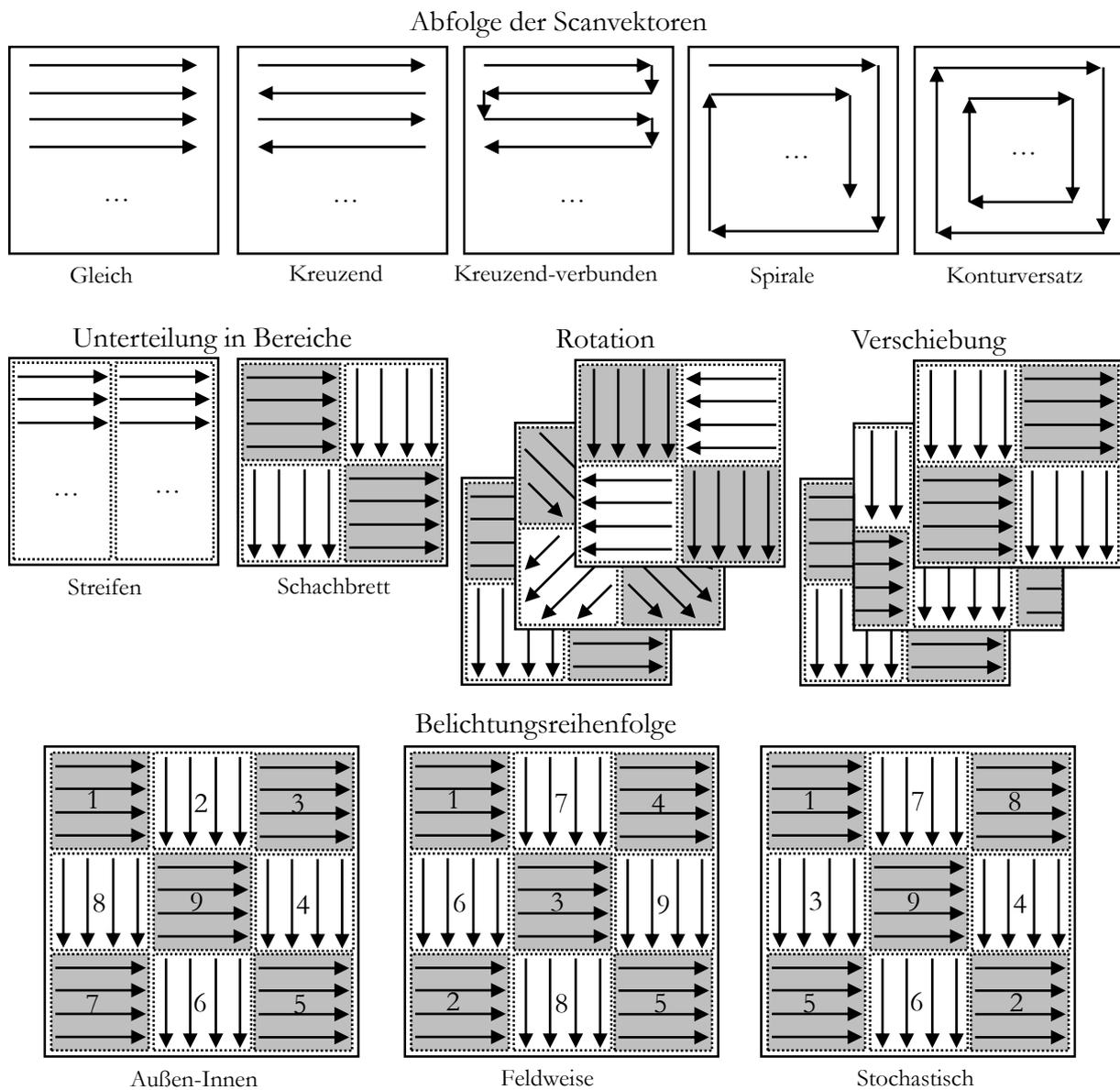


Abbildung 3: Schematische Darstellung verschiedener Aspekte von Scanstrategien wie sie im SLM-Prozess angewandt werden.

Die Belichtungsreihenfolge hat Auswirkungen auf die Eigenspannungen und den Verzug. Ein gleichmäßiger Energieeintrag über den Querschnitt und das Vermeiden kurzer Abfolgen in der Belichtung benachbarter Bereiche kann Spannungen und Verzug minimieren [65]. Die größeren Spannungen sind daher in der Außen-Innen-Abfolge zu erwarten. Eine feldweise Belichtung verhindert die Belichtung benachbarter Bereiche für eine Feldfarbe komplett und sorgt für eine

definierte und wiederholbare Scanstrategie. Der stochastische Ansatz minimiert Musterbildung im Gefüge durch die Scanstrategie.

Neben der Bereichseinteilung innerhalb einer Scanstrategie ist es häufig von Vorteil, das Bauteil selbst in unterschiedliche Bereiche aufzuteilen, die mit unterschiedlichen, bedarfsgerechten SLM-Prozessparametern und Scanstrategien verarbeitet werden. Übliche Separationen sind: Außenhülle, Kernbereich, Überhangbereich, Deckflächenbereich und winkelabhängige Oberflächenbereiche. Die Parameter der Außenhülle werden üblicherweise für eine hohe Oberflächengüte optimiert [70]. Denkbar sind auch in-situ gehärtete Außenhüllen. Der Kernbereich soll eine hohe Dichte und geeignete mechanische Eigenschaften aufweisen [50]. Überhangbereiche müssen mit verringerten Energieeinträgen bearbeitet werden, um ein übermäßiges Anhaften von Pulver zu vermeiden [71]. Deckflächenbereiche werden häufig mehrfach umgeschmolzen, um eine höhere Oberflächenqualität zu erreichen [72].

Laser-Material-Interaktion

Um eine Übertragung der Energie des Lasers auf das Pulver zu ermöglichen, müssen die Photonen des Laserstrahls vom Pulver absorbiert werden. Photonen können als elektromagnetische Wellen aufgefasst werden und wechselwirken mit Elektronen. Die elektromagnetische Welle überträgt Energie auf das Elektron und beschleunigt es. Eine schnellere Elektronenbewegung ist gleichbedeutend mit einer höheren Temperatur. Die Absorptionsrate des Pulvers ist das Verhältnis von absorbiertem zu reflektiertem und transmittiertem Strahlung und hängt damit von der Reflexion ab. Die Reflexionsrate wiederum hängt von der Wellenlänge des Lasers und der Temperatur ab und ist materialspezifisch. Abbildung 4a zeigt schematisch die Transmission, Reflexion und Absorption des Lasers durch das Pulverbett. Im Gegensatz zu einer dichten Oberfläche wird der Hauptteil des Lichts bei einem Pulver nicht an den oberen Partikeln reflektiert, sondern kann durch die Lücken zwischen den Partikeln tiefer in das Pulver vordringen. Dementsprechend ist die Eindringtiefe des Lasers (per Definition dort, wo die Intensität auf $1/e$ abgefallen ist) größer im Vergleich zu einer dichten Oberfläche [73, 74]. Die Absorption von Pulver ist etwa doppelt so hoch wie bei einer dichten Oberfläche [43]. Ein Teil der Strahlung kann bis auf die Oberfläche der darunterliegenden Schicht transmittiert werden und diese erhitzen. Die Absorption A für das Pulverbett ergibt sich damit zu:

$$A = 1 - (R - T),$$

wobei R der Reflexionsgrad und T die Transmission ist. Bei Raumtemperatur beträgt die Absorption von Eisenpulver 0,64 bei Verwendung eines Nd:YAG-Lasers [73].

Die Abhängigkeit des Reflexionsgrades von der Wellenlänge des Lasers ist in Abbildung 4b dargestellt. Für Metalle und Karbide steigt der Reflexionsgrad mit steigender Wellenlänge an [73], darum werden in SLM-Anlagen Nd:YAG-Laser anstelle von CO_2 -Lasern verwendet. Mit steigender Temperatur ist bei Stählen ein geringer Anstieg des Reflexionsgrades feststellbar [75].

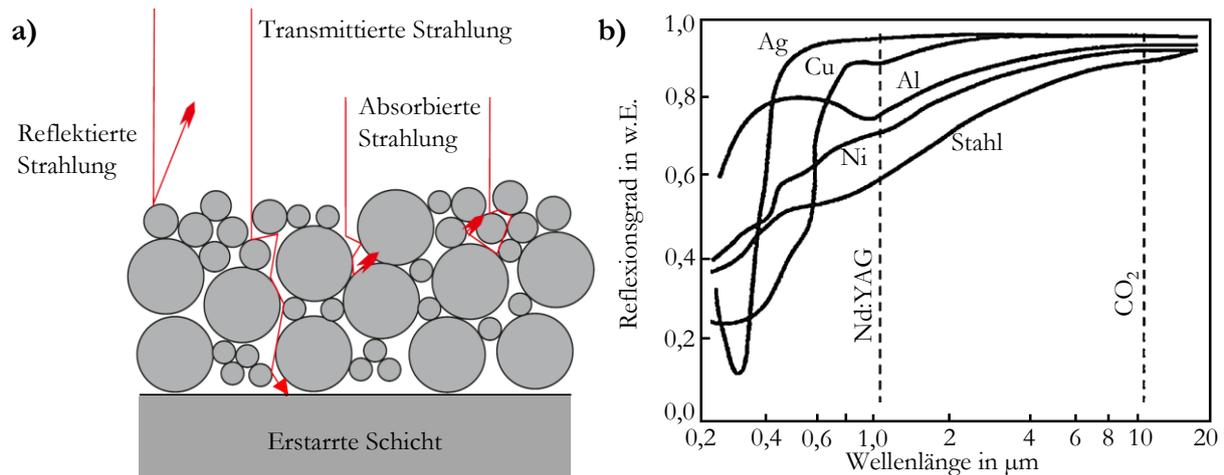


Abbildung 4: a) Schematische Darstellung der Absorption, Reflexion und Transmission des Laserlichts am Pulverbett (nach [76]); b) Reflexionsgrad verschiedener Werkstoffe in Abhängigkeit der Wellenlänge des Lasers (nach [75]).

Eigenspannungen und Verzug

Eigenspannungen sind Lastspannungszustände in Werkstoffen, die ohne Anliegen äußerer Kräfte oder Momente auftreten. Sie sind Folge inhomogener elastisch/plastischer Formänderungen. Durch nahezu alle Herstellungs-, Bearbeitungs- und Fügeverfahren werden Eigenspannungen im Werkstoff erzeugt [77]. Eine Möglichkeit der Klassifizierung von Eigenspannungen ist die hinsichtlich ihrer Entstehung, z. B. Umform-, Härte- oder Schweißspannungen [78]. Eine weitere Möglichkeit der Einteilung ist die in makroskopische Eigenspannungen (Typ I) und mikroskopische Eigenspannungen (Typ II+III). Typ I Eigenspannungen sind über viele Körner hinweg konstant und haben beim Entfernen von Teilen des Körpers makroskopische Maßänderungen zur Folge [79]. Im SLM-Prozess können sie beim Entfernen der Stützen zum Verzug des Bauteils führen. Eigenspannungen vom Typ II sind innerhalb eines Korns konstant und können beispielsweise durch unterschiedliche Eigenschaften benachbarter Phasen entstehen. Eigenspannungsfelder von Gitterstörungen, wie Versetzungen, werden als Typ III klassifiziert. Die Eigenspannungen von Typ I, II und III können sich summieren und sich mit von äußeren

Kräften induzierten Lastspannungen überlagern. In Folge kann sich die Festigkeit verringern und Spannungsrissskorrosion begünstigt werden [80]. Die Messung der Eigenspannungen von SLM prozessierten Bauteilen gestaltet sich aufgrund komplexer Überlagerungen von Eigenspannungen vom Typ I, II und III als schwierig.

Maßgeblich werden die Eigenspannungen im SLM-Prozess von der Volumenabnahme der Schmelze bei der Erstarrung verursacht, die durch das bereits gebaute Bauteil verhindert wird. In der neu erstarrten Schmelzbahn herrschen daher Zugspannungen, in der darunterliegenden Schicht Druckspannungen vor. Da die Schmelze üblicherweise eine langgezogene Form hat, sind die Spannungen in Längsrichtung höher als in Querrichtung [81, 82]. Als Resultat der sich überlagernden Spannungen liegen in einem SLM-Bauteil an den Außenrändern Zugspannungen und in der Mitte Druckspannungen vor [83, 84]. Folglich kommt es zu Verzug in Form einer Anhebung der äußeren Kanten. Sofern diese z. B. durch Stützen behindert ist, kommt es zu Rissbildung, die sich meist von der Unterseite der Bauteile in Baurichtung ausbreiten.

Die maximale Größe der Eigenspannungen ist durch die Streckgrenze bzw. Stauchgrenze des Materials begrenzt. Übersteigen die Eigenspannungen die Streckgrenze, werden diese durch Verzug oder Rissbildung abgebaut. Dementsprechend sind auch Eigenspannungen, die durch Temperaturgradienten hervorgerufen werden, durch die Streckgrenze limitiert. Diese wiederum ist selbst von der Temperatur abhängig. Materialien, die einen starken Abfall der Streckgrenze mit zunehmender Temperatur zeigen, entwickeln geringere Eigenspannungen. Die Eigenspannungen werden dann bei hohen Temperaturen durch lokale, mikroskopisch plastische Verformung abgebaut.

Bei allotropen Materialien werden die Eigenspannungen durch zwei mögliche Mechanismen beeinflusst. Diffusionsgesteuerte Phasenübergänge, die mit einer Volumenänderung einhergehen, können Eigenspannungen induzieren. Diffusionslose Phasenumwandlungen, die über Platzwechselforgänge vonstattengehen (z. B. bei der Umwandlung von Austenit in Martensit), können dagegen Eigenspannungen verringern. Bei dieser Art der Umwandlung muss eine Ebene, die Habitusebene, invariant bleiben. Die Martensitbildung findet durch eine kooperative Scherbewegung des Austenits statt. Dabei wird die Umwandlung in einer Richtung bevorzugt, die den vorhandenen Eigenspannungen entgegenwirkt [85]. Die größte Spannungsreduzierung wird durch Umwandlung bei möglichst niedrigen Temperaturen erreicht, da nach dem so erfolgten Spannungsabbau der Temperaturgradient, der einen erneuten Aufbau an Eigenspannungen bewirkt, möglichst klein ist. So wurde zum Beispiel bei der additiven Verarbeitung von H13 Stahl eine Umkehrung des Spannungsverlaufs durch die Martensitumwandlung bei einer niedrigen

Martensitstarttemperatur beschrieben [86]. Die Zugspannungen im oberen Bauteilbereich wurden durch die Volumenzunahme bei der Martensitumwandlung in Druckspannungen umgewandelt.

Eine Reduzierung der Eigenspannungen im SLM-Prozess kann durch geeignete Prozessparameter wie die Scanstrategie [63, 67], die Scanvektorlänge [87] oder die Schichtdicke [66] erreicht werden. Intrinsische Materialeigenschaften spielen ebenfalls eine große Rolle. Geringe Eigenspannungen werden durch hohe thermische Leitfähigkeit, geringe Wärmeausdehnung, niedrige Streckgrenze, niedrigen E-Modul, einen niedrigen Schmelzpunkt und keine Allotropie begünstigt.

Eine weitere Möglichkeit ist die Verwendung einer Substratplattenheizung, welche die Eigenspannungen mittels zweier Mechanismen reduziert [87-92]. Erstens reduziert sie den Temperaturgradienten und zweitens sinkt die Streckgrenze bei vielen Materialien mit steigender Temperatur. Insbesondere der zweite Mechanismus ist für die effektive Verringerung von Eigenspannungen durch die Substratplattenheizung verantwortlich [93].

2.2.2 Schmelze und Erstarrung

Schmelze

Die Absorption des Laserlichts führt zur Erhitzung des Pulverbetts und der darunterliegenden Schicht. Zunächst wird die Strahlung an der Oberfläche des Pulvers und dem darunterliegenden Volumenkörper absorbiert, sodass die Erhitzung lokal begrenzt ist. Eine Wärmeübertragung findet statt durch: Wärmeleitung, die ins Innere der Pulverpartikel oder tiefer in die darunterliegende Schicht gerichtet ist; Wärmestrahlung, die ungerichtet ist und damit einen Energieverlust durch Abstrahlung und Schutzgaserwärmung mit sich bringt und Konvektion in der Schmelze. Wird genug Energie absorbiert, steigt die Temperatur vom Pulver und der darunterliegenden Schicht über den Schmelzpunkt. Bei zu starker Erhitzung über den Siedepunkt hinaus kommt es zum Verdampfen von Material.

Das Verhalten der Schmelze hängt maßgeblich von ihrer Oberflächenspannung, ihrem Benetzungswinkel und dem Temperaturgradienten zwischen Oberfläche und Kern der Schmelze ab. Zunächst verbinden sich die einzelnen geschmolzenen Pulverpartikel und die angeschmolzene darunterliegende Schicht zu einem Schmelzbad. Da die Partikel und die darunterliegende Schicht bereits Kontakt haben, geschieht dies in einem sehr kurzen Zeitraum von etwa 5 bis 35 ms [60]. Die treibende Kraft ist die Verkleinerung der Grenzfläche zwischen Schmelze und Umgebung.

Für eine feste Anbindung zwischen den Schichten und das Erzeugen dichter Bauteile im SLM-Prozess ist eine Benetzung der festen darunterliegenden Schicht notwendig. Die Benetzung wird durch den Benetzungswinkel beschrieben und ist von der Grenzflächenspannung an den Phasengrenzen flüssig-fest, flüssig-gasförmig und fest-gasförmig abhängig. Wright *et al.* [94] berichten von einer Verringerung der Benetzung mit steigendem Kohlenstoffanteil im Stahl, was auf eine Segregation des Kohlenstoffes an die Oberfläche der Schmelze zurückzuführen sei. Kohlenstoff reagiert an der Oberfläche der Schmelze u. a. mit Sauerstoff und Schwefel und beeinflusst so die Oberflächenspannung [95]. Weiterhin ist die Bildung von Oxiden zu verhindern, da diese ebenfalls eine Verringerung der Benetzung bewirken [96]. Das Benetzungsverhalten einer Legierung ist ohne Variation der Legierungszusammensetzung kaum zu verändern, abgesehen vom Temperatureinfluss. Bei einer Zusammensetzungsänderung kann z. B. Phosphor das Benetzungsverhalten von Eisen- und Kupferlegierungen im SLS-Prozess verbessern [97-99].

Die Stabilität der Schmelze hängt ebenfalls von der Oberflächenspannung der Schmelze ab. Überschreitet die Schmelze ein bestimmtes Länge-zu-Breite-Verhältnis, übersteigt die Größe der Flüssig-Gas-Grenzfläche die einer Kugel gleichen Volumens. Folglich wäre die Kugelform energetisch günstiger für die Schmelze und der Balling-Effekt, bei dem die Schmelzbahn in einzelne Tropfen zerfällt, tritt auf. Eine Abschätzung des kritischen Länge-Breite-Verhältnisses lässt sich nach Yadroitsev *et al.* [100] treffen. Dazu wird die Form der Schmelzbahn als halber Zylinder angenommen. Das entspricht einem Benetzungswinkel von 90° (Abbildung 5b). Eine Beeinflussung der Stabilität der Schmelzbahn ist über eine Vergrößerung der Kontaktfläche zwischen Schmelze und darunterliegender, fester Schicht erreichbar. Durch Defokussierung des Lasers ist u. a. eine Verbreiterung der Schmelzbahn möglich. Der Laserspotdurchmesser wird dadurch vergrößert. Eine zweite Möglichkeit ist die Verringerung der Scangeschwindigkeit, was zu einer Reduzierung der Schmelzbadlänge führt. Weiterhin kann eine Verringerung des Balling-Effektes über die Modifikation der Legierungszusammensetzung realisiert werden. Beispielsweise verringern Zusätze von H_3BO_3 und KBF_4 das Auftreten des Balling-Effektes bei 316L [101].

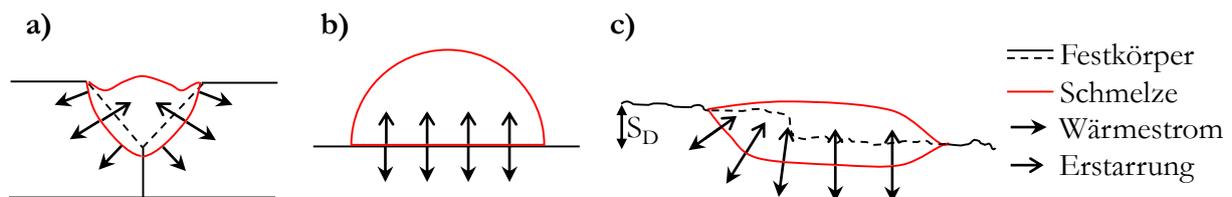


Abbildung 5: Schematische Darstellung der Schmelzbahnform im Querschnitt: a) V-Schweißnaht; b) Idealisierte Schmelzbahnform im SLM-Prozess; c) Reale Schmelzbahnform im SLM-Prozess an ihrer breitesten Stelle bei einem Verhältnis von 1:4 zwischen Schichtdicke und Schmelzbadbreite.

Die Form des Schmelzbades wird zusätzlich durch die Marangoniströmung beeinflusst [102]. Sie entsteht durch den Temperaturgradienten zwischen Rand und Mitte des Schmelzbades. Die Oberflächenspannung ist temperaturabhängig und damit über die Oberfläche des Schmelzbades nicht konstant. Es entsteht eine Strömung, die sich von einem Ort niedriger Oberflächenspannung in Richtung einer lokal erhöhten Grenzflächenspannung entwickelt. Die Grenzflächenspannung von Eisen sinkt mit steigender Temperatur [95]. Damit strömt die Schmelze vom Randbereich des Schmelzbades entlang der Grenzfläche flüssig-gasförmig in Richtung Mitte des Schmelzbades. In der Mitte des Schmelzbades strömt die Schmelze nach unten. Da die Schmelze hier die höchste Temperatur hat, kommt es zur Ausbildung eines tiefen Schmelzbades [103]. Die Marangonzahl gibt Stärke und Richtung der Marangoniströmung an. Für Laserschweißprozesse sind Werte zwischen 10^3 und 10^6 üblich [104].

Die Form des Schmelzbades hängt maßgeblich von der Oberflächenspannung, dem Benetzungswinkel und dem Temperaturgradienten ab. Weiterhin spielen die Schichtdicke, Laserleistung, Absorption und die Scangeschwindigkeit eine Rolle. Zudem liegt die Schmelzbahn nicht auf einem glatten Untergrund auf, sondern auf der rauen Oberfläche der darunterliegenden Schicht und wird zusätzlich auf einer Seite von der zuvor gebauten und bereits erstarrten Schmelzbahn aus derselben Schicht flankiert. In der Praxis sind Schmelzbahnen, geeignete Prozess-Parameter vorausgesetzt, im Querschnitt wie eine schiefe Linse geformt (Abbildung 5c). Die Form des Schmelzbades in Längsrichtung wird von der Scangeschwindigkeit, der Laserleistung, der Wärmeleitfähigkeit des verarbeiteten Materials und der Dicke des Untergrundes bestimmt. Nach Gray und Spence [105] kann der Abstand der Isothermen λ in der Temperaturverteilung innerhalb einer Schweißbahn abgeschätzt werden:

$$\lambda_{(x,y,z)} \sim \frac{q}{K_s \cdot S_v \cdot D} \quad , \quad 2-5$$

mit q Rate des Energieeintrags, S_v Scangeschwindigkeit, K_s thermischer Leitfähigkeit und D der Dicke des darunterliegenden Materials. Daraus ergibt sich, dass mit steigendem Linienenergieeintrag, z. B. durch Erhöhung der Laserleistung, die Größe des Schmelzbades wächst. Durch Steigerung der Scangeschwindigkeit kann eine Verkleinerung des Schmelzbades bewirkt werden. Eine höhere thermische Leitfähigkeit verkleinert ebenfalls das Schmelzbad, was zur Folge hat, dass bei gleicher Scangeschwindigkeit das Schmelzbad von Aluminiumlegierungen deutlich kürzer ist als bei Stahl. Der Balling-Effekt tritt also bei Aluminiumlegierungen deutlich später auf als bei Stahl und sie können daher mit höheren Scangeschwindigkeiten verarbeitet werden. Mit steigender Scangeschwindigkeit verändert sich die Form der Schmelzbahn von ellipsenförmig zu tropfenförmig (Abbildungen 6a, b). Bei sehr hohen Scangeschwindigkeiten

wird die Form der Schmelzbahn instabil und bildet eine Schläppe aus, die in einzelne Schmelztropfen zerfallen kann (Abbildung 6c). In der Praxis hat die Schmelzbahn eine langgezogene Form, wie sie in den Abbildungen 6d und e dargestellt ist. Sie ist mittels bildgebenden Verfahren schwer darstellbar, weshalb Simulationen für die Visualisierung genutzt werden (im Beispiel auf Grundlage des ALE3D multi-physics codes).

Die Form der Schmelzbahn ist bedeutend für die Erstarrung, da die Kontaktfläche zwischen Schmelzbad und Festkörper die Richtung der Wärmeleitung und des Temperaturgradienten bestimmt.

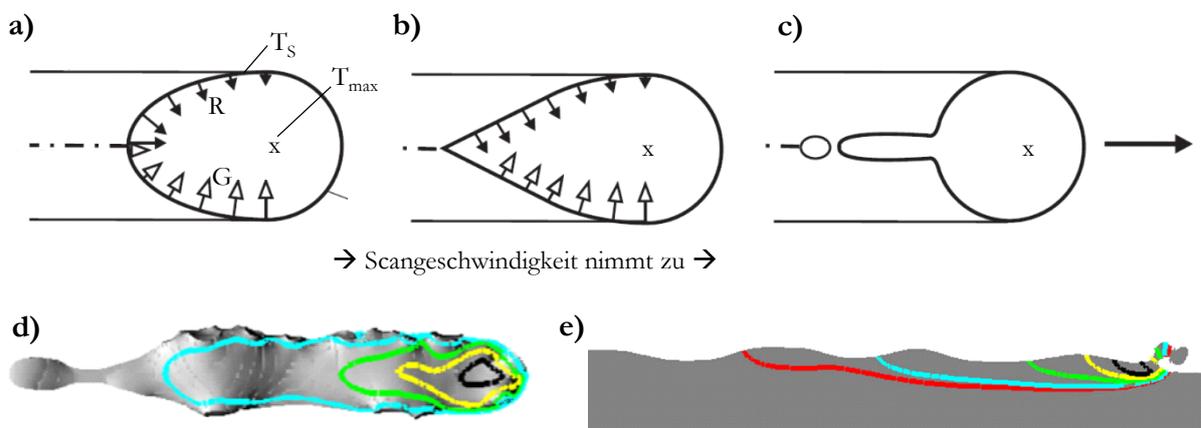


Abbildung 6: Schematische Darstellung der Schmelzbahnform im Längsschnitt: a-c) Abhängigkeit der Schmelzbahnform von der Scangeschwindigkeit; d, e) Simulierte Schmelzbahnform im SLM-Prozess in der Aufsicht (d) und im Schnitt von der Seite (e) mit den Isothermen (bunt) in 1000 °C Schritten (nach [102, 106]).

Erstarrung

Das Volumen des Schmelzbades im SLM-Prozess ist um Größenordnungen kleiner als der darunterliegende Festkörper. Der Festkörper wirkt als Wärmesenke und führt die Energie aus der Schmelze sehr effektiv ab. Die Erstarrungsgeschwindigkeit im SLM-Prozess kann so Größenordnungen von 10^6 K/s erreichen [107]. Dadurch kann es zu Effekten wie der Bildung von metastabilen kristallinen Phasen, Festphasen mit erweiterter Löslichkeit oder sogar amorphen Phasen kommen [108, 109]. Die Erstarrung kann ohne Mikrosegregation ablaufen und die Gefügemorphologie ist im Vergleich zu konventionellen Prozessen sehr stark verfeinert.

Im SLM-Prozess hat die Schmelze die gleiche chemische Zusammensetzung wie das darunterliegende Material. Dadurch ist die Aktivierungsenergie für die heterogene Keimbildung minimal und die Schmelze erfährt nur eine sehr geringe Unterkühlung. Zusätzlich findet meist eine epitaktische Erstarrung statt, da die gleiche chemische Zusammensetzung und gleichartige

Erstarrung der darunterliegenden Schicht zu den gleichen Phasen und damit Kristallsystemen führt. Da die Erstarrung gerichtet erfolgt, wachsen in kubischen Kristallsystemen bevorzugt Körner mit der kristallographischen Ausrichtung $\langle 100 \rangle$ [110].

Die Morphologie, in der das Gefüge erstarrt, hängt vom Temperaturgradienten und der Wachstumsrate ab. In der Schmelze ist der Temperaturgradient sehr hoch. Am Rand des Schmelzbades hat die Schmelze die Schmelztemperatur des benachbarten Materials. Die höchste Temperatur herrscht in der Mitte der Schmelzbahn im Fokuspunkt des Lasers. Innerhalb des Schmelzbades verändert sich der Temperaturgradient kontinuierlich durch die Bewegung des Lasers.

Die Wachstumsrate beschreibt die Geschwindigkeit mit der sich die Erstarrungsfront durch die Schmelze bewegt. Parallel zum Temperaturgradienten verläuft die Erstarrungsrichtung. Zwischen Wachstumsrate und Scangeschwindigkeit besteht der Zusammenhang:

$$\vec{R} = \vec{S}_v \times \cos \theta \quad 2-6$$

mit der Wachstumsrate R , der Scangeschwindigkeit S_v und dem Winkel θ zwischen der Normalen der Schmelzoberfläche und der Scanrichtung. Eine schematische Darstellung des Zusammenhangs ist in Abbildung 7 zu sehen. Die Wachstumsgeschwindigkeit ist am Ende der Schmelzbahn an der Mittellinie am größten, da hier $\theta = 0$ ist und am Rand der Schmelzbahn am kleinsten, weil hier θ gegen 90° tendiert.

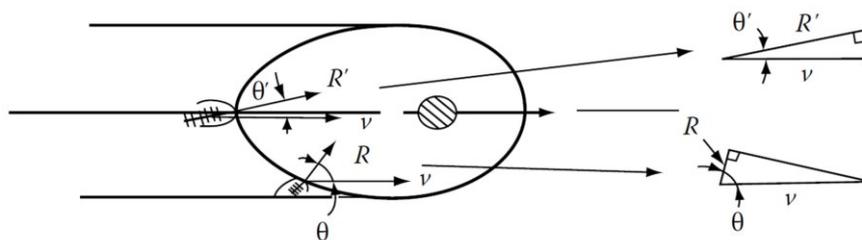


Abbildung 7: Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen Scangeschwindigkeit und Wachstumsrate [111].

Es ist zu beachten, dass zum einen das Schmelzbad im SLM-Prozess in der Praxis eine Mischform aus der Tropfenform und instabiler Schmelze ist (vgl. Abbildungen 6b, c und d). Zum anderen beruht das Modell auf Schweißverbindungen, die meist V-förmig sind, wodurch es zu einer starken Wärmeableitung in Richtung der V-Flächen kommt. Die Schmelzbahnen im SLM-Prozess haben häufig ein sehr viel niedrigeres Aspektverhältnis (z. B. $30 \mu\text{m}$ Schichtdicke und $120 \mu\text{m}$ Schmelzbahnbreite) und sind nur zu einer Seite hin vom Festkörper flankiert und zur

anderen Seite vom Pulver. Dadurch ist die Richtung des Temperaturgradienten deutlich stärker nach oben orientiert und es kommt fast ausschließlich zu Erstarrung in Baurichtung.

Die hohe Scangeschwindigkeit im SLM-Prozess bewirkt hohe Erstarrungsraten. Zusammen mit dem großen Temperaturgradienten kann die Morphologie der Erstarrung abgeschätzt werden (Abbildung 8). Da sowohl Erstarrungsrate als auch Temperaturgradient groß sind, ergibt sich ein mittleres G/R Verhältnis, was bedeutet, dass es zu zellulärer oder gleichgerichteter dendritischer Erstarrung kommt. Zugleich ist $G \cdot R$ groß und damit die Erstarrungsgeschwindigkeit, wodurch sehr feinkörnige Gefüge oder bei geeigneten Legierungen auch amorphe Strukturen entstehen. Der Zusammenhang zwischen der Erstarrungsgeschwindigkeit t_F , der Erstarrungsrate R und dem Temperaturgradienten G lässt sich wie folgt beschreiben:

$$t_F = \frac{\Delta T'}{G \cdot R} \quad , \quad 2-7$$

wobei $\Delta T'$ die nichtgleichgewichts-Solidustemperatur ist.

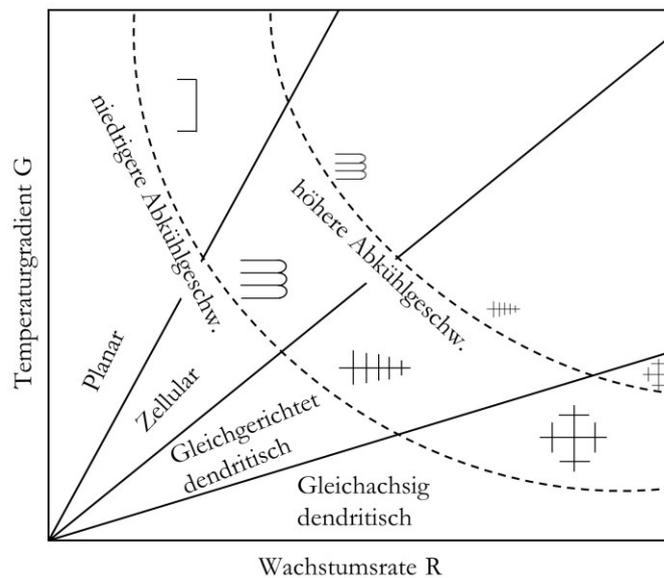


Abbildung 8: Schematische Darstellung des Einflusses von Temperaturgradient G und Wachstumsrate R auf die Gefügemorphologie und Feinheit. Das Verhältnis G/R bestimmt die Morphologie, $G \cdot R$ bestimmt die Feinheit des Gefüges (nach [112]).

Dendritische Erstarrung und Mikrosegregation

Durch die hohe Erstarrungsrate und den Temperaturgradienten innerhalb des Schmelzbades im SLM-Prozess haben die so verarbeiteten Legierungen ein zellulär/dendritisches Gefüge. Bei der zellulären oder dendritischen Erstarrung kommt es zu Mikrosegregation quer zur Wachstumsrichtung. Die daraus resultierenden Konzentrationsunterschiede bestimmen die lokal auftretenden Phasen.

Zelluläre/dendritische Erstarrung tritt durch das Aufbrechen einer ideal planaren Erstarrungsfront durch lokale Schwankungen in der Konzentration der Legierungselemente vor der Erstarrungsfront auf (Abbildung 9a). Die Erstarrungsfront selbst hat die Liquidustemperatur T_L . Vor der Erstarrungsfront kommt es zum Aufstau von Legierungselementen, was zu einem Absenken der Liquidustemperatur führt. Die wahre Temperatur der Schmelze ist nun höher als die Gleichgewichts-Liquidustemperatur in den Bereichen der Schmelze mit erhöhter Legierungskonzentration. Lokal ist die Schmelze konstitutionell unterkühlt. Dies ermöglicht eine lokal höhere Wachstumsrate und die planare Erstarrungsfront wird instabil [111, 113].

Beim Wachstum der Zellen/Dendriten verläuft die Erstarrungsfront entlang der gesamten Grenzfläche, d. h. auch quer zur Wachstumsrichtung kommt es zu einem Anstieg der Konzentration an Legierungselementen in der Schmelze (Abbildung 9b). Im Beispiel einer Legierung mit Eutektikum erreicht die Konzentration zwischen den Zellen/Dendriten die des Eutektikums und erstarrt damit als Letztes bei der Temperatur T_E . Das bedeutet, dass sich an den Außenwänden der Dendriten eine zweite Phase ausscheidet. Bei komplexeren Systemen mit multiplen Phasenübergängen entstehen Abfolgen mehrerer Phasen.

Benachbarte Zellen/Dendriten haben häufig die gleiche Kristallorientierung, sodass sie ein Korn zusammen bilden können. Dies ist nur eingeschränkt oder nicht möglich, sofern die Zellen/Dendriten durch Zweit- oder sogar Drittphasen abweichender Kristallstruktur voneinander getrennt sind.

Die Bildung sekundärer Dendritenarme hängt vom Temperaturgradienten ab. Bei geringen Temperaturgradienten können sich Sekundärdendritenarme, bei noch geringeren Ternärdendritenarme bilden. Da der Temperaturgradient im SLM-Prozess sehr groß ist, werden hier nur Primärdendriten gebildet. Zell- und Dendritenarmabstand hängen maßgeblich von der Erstarrungsgeschwindigkeit ab. Mit zunehmender Erstarrungsgeschwindigkeit sinkt die Zeit, die für die Diffusion zur Verfügung steht. Um die Diffusionswege gering zu halten, nimmt der Zellen/Dendritenarmabstand ab. Umgekehrt lässt sich damit vom Primärdendritenarmabstand auf die Erstarrungsgeschwindigkeit schlussfolgern. Nach Jacobi und Schwerdtfeger [114] ergibt

sich der Zusammenhang zwischen Primärdendritenarmabstand λ_{PDAS} und Erstarrungsgeschwindigkeit t_f für Stähle als:

$$t_f = \left(\frac{\lambda_{PDAS}}{283} \right)^{\left(\frac{1}{-0,49} \right)} \quad 2-8$$

Die Erstarrungsfront eines ideal zellulär/dendritischen Gefüges ist in Abbildung 9c gezeigt.

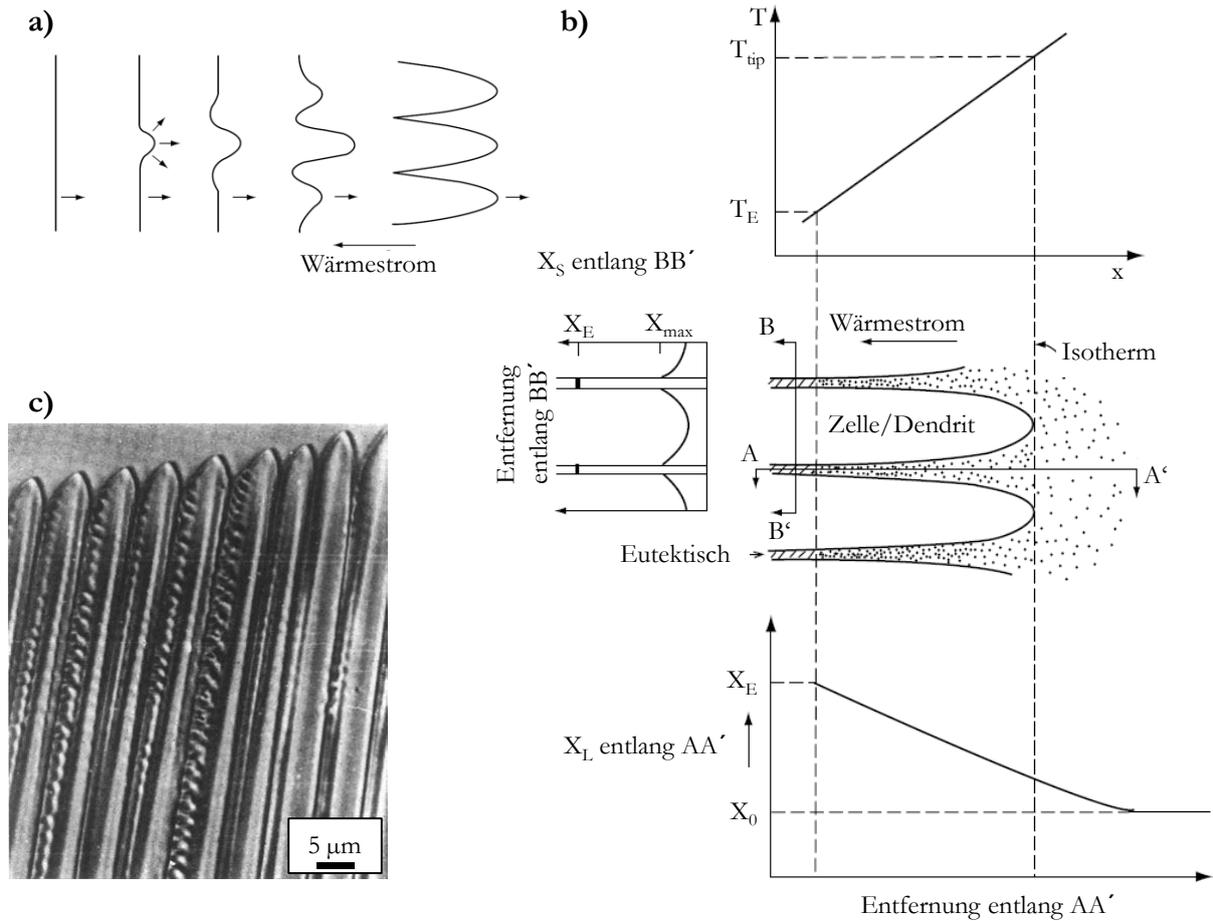


Abbildung 9: Prinzip der zellulären/dendritischen Erstarrung. a) Ausbruch einer planaren Erstarrungsfront (nach [111]); b) Temperaturverlauf und Konzentrationsverlauf entlang einer zellulären/dendritischen Erstarrungsfront (nach [111]); c) Lichtmikroskopische Aufnahme einer zellulären/dendritischen Erstarrungsfront (CBr₄) (nach [115]).

2.3 Selektives Laserschmelzen von Stählen

2.3.1 Wirtschaftliche Bedeutung von Stahl

Stähle decken einen großen Eigenschaftsbereich ab und sind der meist verwendete Konstruktionswerkstoff. Baustähle stellen den größten Anteil der Produktionsmenge dar [116]. Für Anwendungen, bei denen spezielle Eigenschaften gefordert werden, kommen eigens angepasste Stahllegierungen zur Anwendung. Dementsprechend ist die Anzahl an Stahllegierungen gewaltig. Aktuell sind weltweit über 70000 Standardbezeichnungen und Handelsnamen in Gebrauch [117]. Mögliche Einteilungen sind beispielsweise anhand der Legierungszusammensetzung, Gefügeausbildung, Herstellungsverfahren, technischen Eigenschaften, Anwendung und Erzeugnisform.

Werkzeugstähle sind hochspezialisierte Legierungen von denen etwa 2 Mil. Tonnen pro Jahr hergestellt werden [118] (Stahlproduktion insgesamt 1,6 Mrd. Tonnen pro Jahr [119]). Zuverlässig funktionierende Werkzeuge stellen die Grundlage für die gesamte Güterproduktionskette dar, weswegen Werkzeugstählen große Bedeutung zugeschrieben wird [120]. Ihr Anwendungsbereich ist die Herstellung von Werkzeugen zum Schneiden, Stanzen, Schmieden, Gießen und zur spanenden Bearbeitung. Die Anforderungen an diese Werkzeuge sind höchst unterschiedlich. Daher werden Werkzeugstähle üblicherweise nicht anhand ihrer Legierungszusammensetzung, sondern ihrer Anwendung klassifiziert. Eine mögliche Einteilung ist nach DIN EN ISO 4957 [121] in unlegierte und legierte Kaltarbeitsstähle, legierte Warmarbeitsstähle und Schnellarbeitsstähle. Kaltarbeitsstähle werden bei Einsatztemperaturen unter 250 °C, Warmarbeitsstähle bei formenden Verfahren über 200 °C und Schnellarbeitsstähle für Spanwerkzeuge eingesetzt. Letztere müssen wie Warmarbeitsstähle eine gewisse Temperaturbeständigkeit aufweisen.

2.3.2 Schweißbarkeit von Stählen

Der SLM-Prozess kann als Laserschweißprozess abstrahiert werden. Es können daher viele Erkenntnisse über das Werkstoffverhalten beim Schweißen übertragen werden. Das Verhalten von Stählen beim Schweißen wird durch ihre Legierungszusammensetzung bestimmt. Beim Schweißen durchläuft die Schweißnaht einen Phasenübergang von flüssig nach fest und das umgebende Material wird erwärmt. Bei allotropen Werkstoffen wie Stählen kann es innerhalb des erwärmten Grundwerkstoffes, der Wärmeeinflusszone (WEZ), zu Änderungen der Phasenzusammensetzung und Morphologie kommen. Im Bereich nah an der Schweißnaht

über eine größere Fläche verteilt vorliegt als bei grobkörnigem Gefüge [124]. Ein weiterer Einflussfaktor ist der Erstarrungsbereich der Legierung. Sobald das Keimwachstum innerhalb der Schmelze so weit vorangeschritten ist, dass sich die Körner berühren (Kohärenztemperatur), wird die Zugspannung auf den teilerstarrten Körper übertragen. Es kommt zur Rissbildung, wenn die Dehnung über dem interkristallinen Schmelzfilm einen kritischen Wert überschreitet [125]. Die Bruchdehnung summiert sich über den Existenzbereich der Schmelze, hängt also von Erstarrungsbereich und Erstarrungsgeschwindigkeit ab. Je kleiner der Erstarrungsbereich und je größer die Erstarrungsgeschwindigkeit, desto unwahrscheinlicher ist die Heißrissbildung [126]. Chemische Verunreinigungen im Stahl, insbesondere Schwefel und Phosphor, bilden niedrigschmelzende Phasen und erhöhen damit die Heißrissanfälligkeit [127]. Innerhalb der WEZ kann es zu Erwärmung bis über die Solidustemperatur kommen. Da die niedrigstschmelzenden Phasen an den Korngrenzen auftreten, kommt es hier zur Versprödung und möglicher Rissbildung. Komplexe Karbide sind hierfür typische Phasen.

Kaltrisse entstehen nach der vollständigen Erstarrung und können auch noch Tage nach dem Schweißprozess auftreten. Sie werden durch die Entstehung spröder Phasen bei hoher Erstarrungsgeschwindigkeit von Schmelze und WEZ verursacht. Der Rissverlauf ist meist transkristallin. Bei Stählen ist Martensitbildung in Verbindung mit Wasserstoffversprödung die wichtigste Ursache für Kaltrisse [128]. Der versprödete Martensit reißt durch die Eigenspannungen nach dem Schweißen. Die Härbarkeit eines Stahls bzw. wie leicht Martensit gebildet wird, kann durch das Kohlenstoffäquivalent abgeschätzt werden. Es gilt als Maß für die Kaltrissanfälligkeit. Werkstoffe mit einem Kohlenstoffäquivalent unter 0,45 % sollten demnach eine gute Schweißbeignung haben und über kann 0,6 % die Schweißbeignung nicht gewährleistet werden [129]. Es hat sich gezeigt, dass Laserschweißprozesse auch Stähle mit einem Kohlenstoffäquivalent über 0,6 % verarbeiten können [75, 104]. Für die Bestimmung des Kohlenstoffäquivalents gibt es zahlreiche Modelle, z. B. CE_{IITW} [130], P_{CM} [131], CEN [132] oder CE_w [133]. Sie sind für bestimmte Legierungszusammensetzungen oder Schweißmethoden gültig. Für Werkzeugstähle gibt es kein uneingeschränkt passendes Kohlenstoffäquivalent, da diese im Allgemeinen als nicht schweißbar gelten. Das Kohlenstoffäquivalent nach P_{CM} gilt für sehr kurze Abkühlzeiten:

$$P_{\text{CM}} = C + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr}}{20} + \frac{\text{Ni}}{60} + \frac{\text{Mo}}{15} + \frac{\text{V}}{10} + 5B \quad . \quad 2-9$$

Werkstoffe mit hoher Martensitstart- und endtemperatur sind weniger anfällig für Kaltrisse. Ursächlich sind Unterschiede in der Wasserstofflöslichkeit von Martensit und Austenit. In Martensit löst sich nur wenig Wasserstoff und seine Diffusionsgeschwindigkeit ist hoch. Wandelt

Austenit bereits bei hohen Temperaturen in Martensit um, kann der Wasserstoff aus dem Martensit herausdiffundieren. Die Entstehung von Kaltrissen kann durch Verringerung des Wasserstoffgehaltes durch Schutzgas oder Wärmebehandlung verringert werden. Weiterhin besteht die Möglichkeit, das Bauteil auf bei Stählen übliche 200-250 °C vorzuheizen, wodurch die Erstarrungsgeschwindigkeit verringert wird und Restfeuchtigkeit vermieden wird [134].

Eine Rissbildung bei der Nacherwärmung entsteht durch die Bildung von Sekundärkarbiden bei der Wärmebehandlung. Die Karbidbildner sind durch Segregation bei der Erstarrung meist an den Korngrenzen konzentriert. Reagieren sie hier mit Kohlenstoff, wird die Festigkeit im Korngrenzenbereich herabgesetzt und es kann zu Rissbildung kommen [135].

2.3.3 Gefüge von selektiv lasergeschmolzenen Stählen

Das Gefüge von Werkstoffen, die im SLM-Prozess verarbeitet werden, wird wesentlich durch diesen beeinflusst. Im Prozess wird das Material schichtweise verarbeitet und jede Schicht wiederum ist aus einer Vielzahl von Schmelzbahnen aufgebaut. Als Folge ist das Gefüge periodisch aus Schmelzbahnen zusammengesetzt, wobei sich das Gefüge innerhalb jeder Schmelzbahn idealerweise nicht von anderen Schmelzbahnen unterscheidet. Dieser Aufbau ist materialunabhängig und charakteristisch für den SLM-Prozess.

Die Schmelze setzt sich aus Pulvermaterial und wieder aufgeschmolzenem Material zusammen. Im Prozess übersteigt die Schmelzhöhe die Schichtdicke und ergibt sich aus Pulverschichtdicke, der Schüttdichte und der Umschmelztiefe der darunterliegenden Schicht. Da die erstarrte Schmelze in der darüber liegenden Schicht wieder teilweise aufgeschmolzen wird, entspricht die sichtbare Höhe der Schmelzbahn im Gefüge der Schichtdicke. Um ein dichtes Volumen erzeugen zu können, müssen sich die Schmelzbahnen in jeder Schicht überlappen. Die Breite des Schmelzpoolsummiert sich daher aus dem Überlapp mit der zuvor erstarrten Schmelzbahn und dem aufgeschmolzenen Pulvermaterial.

Für das Gefüge hat das Umschmelzen von bereits erstarrtem Material gravierende Folgen. Häufig kann man in jeder Schmelzbahn drei unterschiedliche Bereiche ausmachen. Im Zentrum der Schmelzbahn befindet sich Material, welches nur einmal aufgeschmolzen wurde. Am Rand der Schmelzbahn befindet sich Material, das doppelt aufgeschmolzen wurde. Der äußerste Rand der sichtbaren Schmelzbahn ist eine Wärmeeinflusszone, in der das Gefüge oder die Eigenschaften durch erhöhte Temperatur beeinflusst wurde [136]. Wie das Gefüge von Stählen, die im SLM-

Prozess verarbeitet wurden, beschaffen ist, soll anhand der meist verwendeten Legierungen beschrieben werden.

Der korrosionsbeständige Stahl 316L (1.4404, X2CrNiMo17-12-2) gehört zu den meist verarbeiteten Legierungen im SLM-Prozess und wird von vielen Anlagenherstellern als Standardmaterial geführt [6]. Er bildet ein zellulär/dendritisches Gefüge, bestehend aus Austenit, δ -Ferrit und nanoskaligen Silikatausscheidungen [137, 138]. Der PDAS beträgt etwa 1 μm . Außerdem kann epitaktisches Kornwachstum in $\langle 001 \rangle$ Richtung beobachtet werden. Mit steigendem Volumenenergieeintrag wird die Vorzugsorientierung verstärkt und die Korngröße nimmt zu [139]. Das in Baurichtung orientierte zellulär/dendritische Gefüge von 316L ist in Abbildung 11a gezeigt.

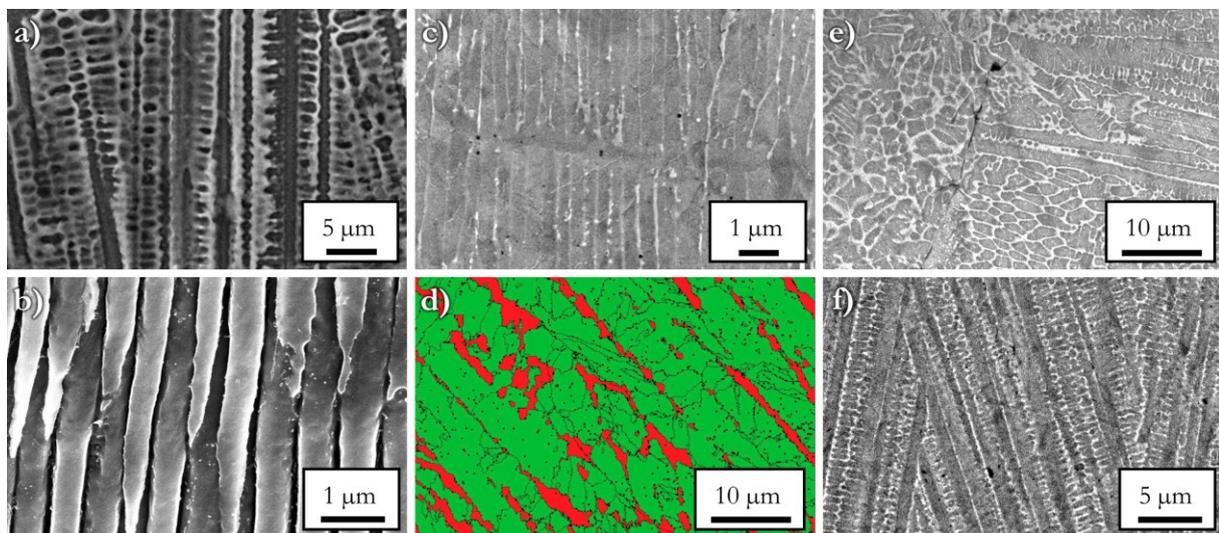


Abbildung 11: Gefüge SLM verarbeiteter Stähle. a) 316L (nach [101], bearbeitet); b) 17-4 PH (nach [140], bearbeitet); c) Maraging 300 (nach [141], bearbeitet); d) Maraging 300 (nach [142], bearbeitet); e) H13 (nach [143], bearbeitet); f) M2 (nach [144], bearbeitet).

17-4 PH (1.4548, X5CrNiCuNb17-4-4) ist ein ausscheidungsgehärteter, martensitischer, korrosionsbeständiger Stahl, der ebenfalls häufig mittels SLM verarbeitet wird. Durch eine Anlassbehandlung können kohärente Kupferausscheidungen gebildet werden, die Härte und Festigkeit erhöhen [145]. Bei der Verarbeitung im SLM-Prozess kann, bedingt durch die hohe Erstarrungsrate, Restaustenit beobachtet werden [146-149]. Das Gefüge ist zellulär/dendritisch (Abbildung 11b) [140], wobei der Martensit eine Vorzugsorientierung von $\langle 200 \rangle$ in Baurichtung aufweist [150]. Ein Wechsel des Schutzgases im SLM-Prozess von Argon auf Stickstoff führt zu einer Erhöhung der Erstarrungsgeschwindigkeit, hervorgerufen durch eine 40 % höhere

thermische Leitfähigkeit des Stickstoffs [151]. Der Anteil des Restaustenits wird damit erhöht. Er hat eine Vorzugsorientierung von $\langle 220 \rangle$ in Baurichtung [150].

Maraging-Stähle (z. B. Maraging-300, 1.6354, X2NiCoMo-18-9-5) enthalten nur geringe Mengen an Kohlenstoff und sind daher gut schweißbar. Als Werkzeugstahl finden sie u. a. Anwendung bei der Herstellung von Gussformen und Schneidwerkzeugen [152]. Durch eine Anlassbehandlung werden intermetallische Phasen ($\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$) ausgeschieden, die für hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher Duktilität sorgen. Verarbeitet mit SLM bildet sich ein zellulär/dendritisches Gefüge aus Martensit und Austenit, das in Baurichtung orientiert ist (Abbildung 11c) [80, 141, 153, 154]. Mikroseggregation von Nickel führt zu einer erhöhten Konzentration an den Grenzen der Zellen/Dendriten und stabilisiert dort den Restaustenit [80]. Eine regelmäßige Abfolge von Martensit innerhalb der Zellen/Dendriten und Austenit an den Rändern kann beobachtet werden (Abbildung 11d). Der PDAS beträgt etwa $1 \mu\text{m}$ [154].

Der Werkzeugstahl H13 (1.2344, X40CrMoV5-1) enthält 0,4 % Kohlenstoff und ist dadurch noch verhältnismäßig gut im SLM-Prozess verarbeitbar. Wright *et al.* [94] haben den Einfluss des Kohlenstoffgehaltes untersucht und berichten von einer deutlichen Verschlechterung der Verarbeitbarkeit mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt. Die auftretenden Phasen und ihre Morphologie hängen von den SLM-Prozessparametern und der Substratplattentemperatur ab. Das Gefüge kann sowohl vollständig martensitisch sein [155] als auch aus Martensit und Restaustenit bestehen [86, 156, 157]. Der Anteil an Restaustenit lässt sich durch die Erhöhung der Substrattemperatur verringern [157]. Einheitlich wird von einem epitaktischen zellulär/dendritischen Gefüge berichtet, welches in Baurichtung ausgerichtet ist (Abbildung 11e). An den Dendritengrenzen kommt es durch Mikroseggregation zur Ausscheidung von Karbiden [155]. Die Korngröße beträgt etwa $1 \mu\text{m}$.

M2 Werkzeugstahl (~ 1.3343 , HS6-5-2C) ist aufgrund des hohen Kohlenstoffgehaltes von 0,9 % verzugs- und rissgefährdet bei der Verarbeitung im SLM-Prozess. Eine Verarbeitung mit beheizter Substratplatte ist daher empfehlenswert [158, 159]. Das Gefüge ist zellulär/dendritisch und besteht aus Martensit und Restaustenit sowie interdendritischen Karbiden (Abbildung 11f) [160, 161]. Die Karbide bilden ein durchgehendes Netzwerk und sind vom Typ M_2C , M_6C und M_4C_3 [94, 159, 162, 163]. Zum Teil wird eine WEZ mit kollumnerer Struktur beschrieben, die nur Martensit und Karbide enthält [159]. Auch lassen sich komplett martensitische Proben herstellen [94]. Der PDAS beträgt weniger als $1 \mu\text{m}$ [160].

Einphasige, vollständig martensitische Stähle (z. B. 1.6782, X16NiCrMo12-6; X45NiCr4-1) zeigen bei der Verarbeitung im SLM-Prozess Unterschiede in der Gefügeentwicklung im

Vergleich zu martensitisch-austenitischen Stählen. Bei geringen Kohlenstoffgehalten unter 0,3 % bildet sich meist Lanzettenmartensit, der als schichtweise angeordneten Lanzetten auftritt [164, 165]. Die vorzugsweise Ausrichtung der Lanzetten in Baurichtung ist sichtbar, es treten jedoch auch zahlreiche abweichende Ausrichtungen auf. Eine Vorzugskristallorientierung ist erkennbar und die Körner sind in Baurichtung langgezogen. Innerhalb der Schmelzbahnen lassen sich verschiedene Bereiche mit unterschiedlicher thermischer Historie beobachten. An der Schmelzbahngrenze tritt verfeinertes Gefüge im Vergleich zum Inneren der Schmelzbahn auf [164-166]. Erklärt wird dieser Effekt mit einer „in-situ“-Anlassbehandlung. Der frisch erstarrte Martensit ist zunächst nicht angelassen und erfährt dann, an den Schmelzbahngrenzen in der WEZ bei Aufbringung der nächsten Schmelzbahn, eine Anlassbehandlung. An Rissen und Poren kann es zu Entkohlung kommen und lokale Gefügeinhomogenität verursachen [167]. Die Ausscheidung von Karbiden wird durch erweiterte Löslichkeit und verringerte Diffusion unterdrückt [164].

Austenitische TRIP-TWIP-Stähle (engl. *transformation induced plasticity*; engl. *twining induced plasticity*) (z. B. X60Mn22; X30Mn20) haben ein zelluläres Gefüge, deren Körner epitaktisch über mehrere Schichten hinweg wachsen können. Die Körner sind in diesem Fall größer als bei konventioneller Verarbeitung. Eine Vorzugsorientierung von $\langle 001 \rangle$ in Baurichtung ist beobachtbar [168]. Durch die hohe Erstarrungsgeschwindigkeit im SLM-Prozess kann es auch bei üblicherweise rein austenitischen TWIP-Stählen zur Bildung von Martensit kommen. Das Gefüge wird hier dendritisch und Mikroseggregation lässt sich feststellen [169].

Hochkohlenstoffhaltiger Stahl (X210CuSi5-1) ist in kleinen Dimensionen noch mittels SLM verarbeitbar. Es treten jedoch Mikrorisse auf. Das Gefüge besteht aus Martensit, Austenit und Bainit [170]. Eine Vorzugsorientierung ist nicht erkennbar. Der Effekt des Kohlenstoffgehaltes auf die Verarbeitbarkeit eines Stahls im SLM-Prozess wurde von Nakamoto *et al.* [171] untersucht. Mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt wurde eine verbesserte Benetzung und verringerte Porenbildung beobachtet. Dies steht im Widerspruch zu der Beobachtung, dass sich die Benetzung mit steigendem Kohlenstoffgehalt verringert [94]. Bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,5 % ist das Gefüge aus Martensit und Perlit zusammengesetzt. Eine Erhöhung des Kohlenstoffgehalts um 0,25 % führt zu einem vollständig martensitischen Gefüge und eine weitere Erhöhung zur Bildung von Restaustenit und Martensit.

Bedingt durch die hohe Erstarrungsrate im SLM-Prozess haben Stähle meist ein zellulär/dendritisches Gefüge, das in Baurichtung ausgerichtet ist. Übersättigte Mischkristalle und metastabile Phasen wie Restaustenit oder δ -Ferrit treten häufig auf. Die Bildung von Restaustenit wird durch die hohe Erstarrungsrate und Mikroseggregation beim Dendritenwachstum begünstigt

[172]. Ausscheidungen von Karbiden oder intermetallischen Phasen sind nanoskalig. Zum Teil wird die Ausscheidung aber auch durch erweiterte Löslichkeit unterdrückt.

2.3.4 Mechanische Eigenschaften von selektiv lasergeschmolzenen Stählen

Die mechanischen Eigenschaften von Stählen, die im SLM-Prozess verarbeitet wurden, können häufig an konventionell verarbeitete Stähle heranreichen oder sie sogar übertreffen [3, 80, 158]. Tabelle 2 zeigt mechanische Eigenschaften von mittels SLM verarbeiteten und konventionell hergestellten (s. Kapitel 2.4) ausgewählten Stahllegierungen im Vergleich. Häufig ist die Duktilität im SLM-Prozess verarbeiteter Stähle aufgrund der hohen Eigenspannungen verringert. Die Härte hängt, neben den Eigenspannungen, von Anzahl und Form möglicher Karbidausscheidungen und dem Martensitanteil ab. Werden Karbide ausgeschieden, sind diese in der Regel nanoskalig, was zu einer erhöhten Härte und Festigkeit führt [157, 158]. Liegt ein Zustand mit erweiterter Löslichkeit vor, was durch die höhere Erstarrungsgeschwindigkeit im Vergleich zu konventionellen Prozessen verstärkt auftritt, werden nur wenige Karbide ausgeschieden. In diesem Fall sind Härte und Festigkeit geringer im Vergleich zu konventionell verarbeiteten Stählen. Konventionelle Verarbeitungsverfahren enthalten meist eine Wärmebehandlung, wodurch ein hoher Anteil an Karbiden gezielt ausgeschieden wird. Das Auftreten von Nichtgleichgewichtsphasen, wie Restaustenit oder δ -Ferrit, verringert die Streckgrenze. Die Festigkeit kann aber durch verformungsinduzierte Phasenumwandlung erhöht werden.

Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften SLM verarbeiteter Stähle im Vergleich zu konventionell hergestellten Stählen.

	Rockwell Härte in HRC	Vickers Härte in HV	Streckgrenze in MPa	Zugfestigkeit in MPa	Bruchdehnung in %
316L SLM [173]	-	235	662	686	31
316L Konv. [174]	-	185	216	530	65
17-4 PH SLM [148-150]	32	333	661	1255	16-50
17-4 PH Konv. [175]	49	-	1237	1237	14
Maraging 300 SLM [80]	40	-	1214	1290	13
Maraging 300 Konv. [80]	35	-	895	2041	11
H13 SLM [157]	-	894	1236	1965	4
H13 Konv. [157, 176]	35-60	-	1650	1990	9
M2 SLM [158]	57-64	-	-	1290	0,8
M2 Konv. [158]	65	-	-	1620	17

So lässt sich für die Stähle 17-4 PH [140, 147], Maraging 300 [80, 141], H13 [86, 156] und hochmanganhaltigen Stahl [169] auch im SLM prozessierten Zustand der TRIP-Effekt nachweisen. Der TRIP-Effekt sorgt durch eine verformungsinduzierte Phasenumwandlung von Restaustenit in Martensit für eine Verfestigung unter mechanischer Beanspruchung. Eine erhöhte Plastizität durch TWIP ist ebenfalls bei SLM verarbeiteten Stählen beobachtbar [168, 169]. Beim TWIP-Effekt erhöht sich die Plastizität durch die verformungsinduzierte Bildung von Zwillingen.

Die Ausrichtung der Zellen, Dendriten und Körner sorgt für eine Anisotropie der Eigenschaften, was bei der Auslegung von Bauteilen beachtet werden muss. Eine höhere Festigkeit und Duktilität in Baurichtung im Vergleich zu anderen Ausrichtungen ist üblich [153].

Die tribologischen Eigenschaften von SLM prozessierten Materialien werden durch ihr besonderes Gefüge bestimmt. In den meisten Fällen übersteigt die Härte SLM verarbeiteter Legierungen die des konventionell verarbeiteten Zustandes. Dies kann den Verschleiß unter abrasiver Beanspruchung verringern. Die Härte ist nicht zwingend bestimmend für die Verschleißbeständigkeit [177]. Nur bei exakt gleichen Prüfbedingungen ist die Verschleißrate vergleichbar, da diese eine Systemeigenschaft ist. Die auftretenden Verschleißmechanismen hängen u. a. von der Prüfmethode ab. So kann sich die Verschleißbeständigkeit eines Werkstoffes beim Wechsel der Prüfmethode und damit möglicherweise des Verschleißmechanismus drastisch ändern.

Die Verschleißrate von SLM verarbeiteten 316L unterscheidet sich bei gleicher Probendichte nicht von einem gewalzten 316L Stahl [178]. Eine Vielzahl von Werkzeugstählen haben eine höhere Verschleißbeständigkeit, wenn sie mit SLM prozessiert wurden [179]. Unter bestimmten Testbedingungen (trockener Gleitverschleiß) kann rostfreier Stahl eine höhere Verschleißbeständigkeit als Werkzeugstähle aufweisen. Rostfreier Stahl bildet beim Kugel-Scheibe-Versuch eine schmierende Zwischenschicht aus, die den Reibungs- und Verschleißkoeffizienten herabsetzt [177, 179].

Eine erhöhte Verschleißbeständigkeit SLM prozessierter Legierungen im Vergleich zum konventionell verarbeiteten Zustand ist ebenfalls für CoCr [180, 181], Titan [182, 183] und in-situ partikelverstärkte Titanlegierungen [184, 185] beschrieben. Die Erhöhung der Verschleißbeständigkeit wird auf die Homogenisierung und Verfeinerung des Gefüges durch den SLM-Prozess zurückgeführt. Kang *et al.* [186] beschreiben dagegen eine Verringerung der Verschleißbeständigkeit bei einer SLM prozessierten AlSi-Legierung durch die Verfeinerung der Siliziumausscheidungen. Die Autoren empfehlen Prozessparameter anzuwenden, die möglichst große Siliziumausscheidungen zur Folge haben.

2.4 Herstellung und Gefüge konventionell verarbeiteter Werkzeugstähle

Werkzeugstähle können gießtechnisch, pulvermetallurgisch oder mittels Sprühkompaktierung hergestellt werden. Der Großteil an Werkzeugstählen wird gießtechnisch verarbeitet. Die Abfolge der Prozessschritte vom Guss, über die Formgebung, bis hin zur abschließenden Wärmebehandlung ist in Abbildung 12 dargestellt. Der Gießprozess läuft meistens in einem Lichtbogenofen ab [187]. Die Schmelze wird über verschiedene Reinigungsprozesse von Verunreinigungen wie Sauerstoff, Stickstoff oder Phosphor befreit. Der Abguss erfolgt als Bramme, die anschließend gewalzt wird, um ein Halbzeug zu formen, die Karbide gleichmäßig zu verteilen und eine Kornfeinung durch Erhöhen der Versetzungsdichte zu ermöglichen. Niedrig legierte Werkzeugstähle werden anschließend normalgeglüht, um kugelige Karbide und homogene feinkörnige Gefüge zu erzeugen. Beim Weichglühen wird die Matrix in Ferrit umgewandelt und durch die verringerte Härte eine spanende Bearbeitung ermöglicht. Nach der mechanischen Bearbeitung muss spannungsarm geglüht werden.

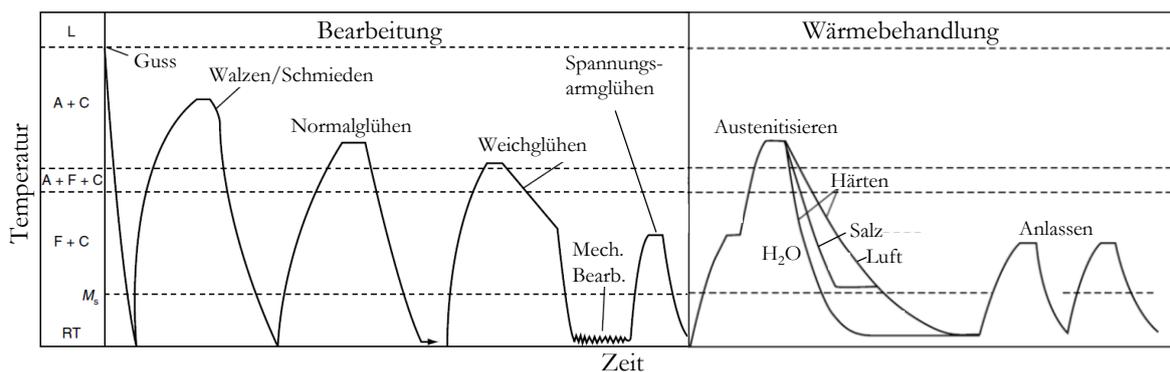


Abbildung 12: Schematische Darstellung der Prozessschritte von der Herstellung bis zur Wärmebehandlung eines Werkzeugstahls mit A=Austenit, C=Karbide, F=Ferrit, L=Schmelze (nach [187]).

Das Werkzeug hat nun seine endgültige Form und die mechanischen Eigenschaften werden durch Härten und Anlassen eingestellt. Dazu wird zunächst austenitisiert. Dabei soll eine möglichst hohe Menge an Karbidbildnern und Kohlenstoff im Austenit gelöst werden. Um die schwer löslichen Karbide aufzulösen, erfolgt das Austenitisieren nahe der Solidustemperatur [188]. Beim Härten wird das Werkstück schnell abgekühlt, wonach das Gefüge aus Martensit, Restaustenit und nicht aufgelösten Primärkarbiden besteht. Anschließend wird bis zu viermal angelassen. Dadurch werden fein verteilt Sonderkarbide ausgeschieden, der Restaustenit in Martensit umgewandelt und tetragonal verzerrter Martensit in kubischen Martensit umgewandelt [189]. Die Umwandlung des Restaustenits erfolgt durch die Ausscheidung der Sonderkarbide. Dadurch verringert sich der Anteil gelöster Legierungselemente im Restaustenit, die

Martensitstarttemperatur steigt und der Restaustenit kann in Martensit umwandeln. Zwangsgelöster Kohlenstoff kann diffundieren und reichert sich bevorzugt an Gitterfehlern an. Folglich wird die tetragonale Verzerrung des Martensits abgebaut.

Hochlegierte Werkzeugstähle weisen häufig ein Sekundärhärtemaximum auf, d. h. die Härte des angelassenen Stahls übersteigt die Härte des gehärteten Stahls. Das Sekundärhärtemaximum wird durch die Ausscheidung von Sonderkarbiden erreicht und tritt bei starken Karbidbildnern wie Wolfram, Molybdän und Vanadium auf [190]. Die Temperatur des Sekundärhärtemaximums und die maximal erreichbare Härte hängen von der Austenitisierungstemperatur ab. Je höher die Austenitisierungstemperatur, desto höher ist die Maximalhärte und die Sekundärhärte-temperatur [191].

Wichtige Eigenschaften der Werkzeugstähle sind Warmumformbarkeit, spanende Bearbeitbarkeit, Schleifbarkeit, Polierbarkeit, Härte, Warmhärte, Verschleiß, Festigkeit und Bruchzähigkeit. Sie hängen u. a. von den auftretenden Phasen und ihrer Morphologie ab. Die größte Bedeutung kommt den Karbiden zu. Ihre Art, Größe, Form und Anordnung beeinflussen die mechanischen Eigenschaften signifikant. Beispielsweise verringern Karbide an den Korngrenzen die Warmumformbarkeit und kugelige Karbide erhöhen die Spanbarkeit. Die Schleifbarkeit sinkt mit steigender Größe der Karbide, während die Bruchzähigkeit mit sinkender Größe der Karbide steigt [9].

Der Typ der Karbide hängt von den Karbidbildnern ab. Häufig vorkommende Karbidtypen in Werkzeugstählen sind M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C und MC . In molybdän- und wolframreichen Werkzeugstählen dominieren bei schneller Abkühlung M_2C und MC Karbide [192-194]. Sie können sowohl in unregelmäßiger („blütenförmig“), als auch in regelmäßiger komplexer („blütenförmig verzweigt“) Morphologie auftreten und sind häufig in einem Netzwerk angeordnet [195]. Das Auftreten der regelmäßig komplexen Form wird ebenfalls durch hohe Erstarrungsraten begünstigt. M_2C und MC Karbide haben eine höhere Härte und Bruchzähigkeit als M_7C_3 Karbide [196] und können dadurch die Verschleißbeständigkeit erhöhen. Vanadium ist ein starker Karbidbildner und bildet vorzugsweise Karbide vom Typ MC . Diese treten kubisch und fein verteilt auf und bilden im Gegensatz zu M_2C Karbiden kein Netzwerk. Die Entstehung weiterer Phasen richtet sich nach der chemischen Zusammensetzung der Legierung. Im Phasendiagramm eines Werkzeugstahls ($Fe(81,4-83)Cr_4Mo_5W_6V_2C(0-1,6)$) finden unter Gleichgewichtsbedingungen im Bereich 0,7 bis 1 % C mehrere Phasenübergänge statt (Abbildung 13). Zunächst bilden sich Zellen/Dendriten aus α -Fe. Mit sinkender Temperatur kommt es zur Bildung von γ -Fe. Die α -Fe-Zellen/Dendriten sind dann von γ -Fe umhüllt. Zwischen den Dendriten erstarrt die Restschmelze eutektisch in der Form von γ -Fe + M_xC . Eine

Umwandlung des α -Fe in γ -Fe dürfte, aufgrund der hohen Erstarrungsgeschwindigkeit, wenn dann nur unvollständig ablaufen. Bei einer Wärmebehandlung im γ -Fe + M_xC Bereich würde α -Fe vollständig in γ -Fe umwandeln.

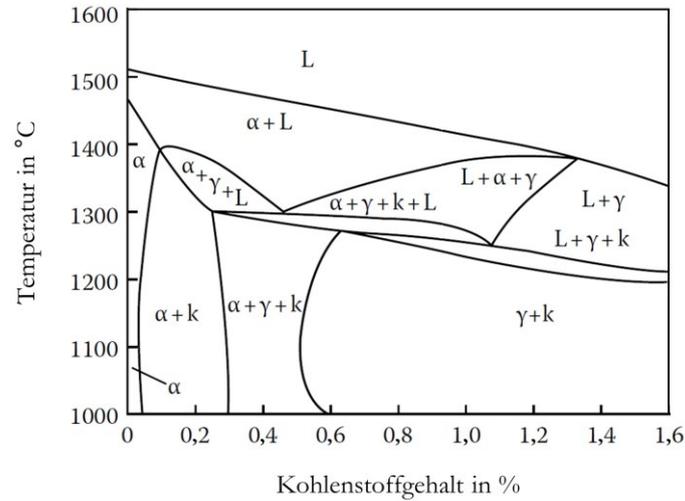


Abbildung 13: Phasendiagramm eines Werkzeugstahls mit 4 % Cr, 5 % Mo, 6 % W und 2 % V. $k = M_xC$ (nach [197]).

3 Methoden zur Werkstoffcharakterisierung

3.1 Chemische Analyse

Die chemische Zusammensetzung des Pulvermaterials sowie von SLM-Probekörpern (ohne Substratplattenheizung, Raumtemperatur-Parametersatz), SK-Guss (Schwerkraft) und Schleuderguss wurde mittels nasschemischer Analyse untersucht, um die korrekte Zusammensetzung des Pulvermaterials zu gewährleisten und Änderungen in der Zusammensetzung durch den SLM-Prozess festzustellen.

Um den Gehalt der Elemente Fe, Cr, Mo, V, W sowie der Verunreinigungen¹ zu bestimmen, wurden die Proben zunächst in einer Säuremischung (HCl, HNO₃, HF) in einem Mikrowellen-Druckaufschlussgerät (Mars 5, CEM, Deutschland) aufgeschlossen und anschließend mittels ICP-OES (engl.: *inductive couple plasma optical emission spectroscopy*) analysiert. Dabei wird die Lösung verdampft und in einer Plasmafackel ionisiert. Die Elemente und deren Gehalte wurden nachfolgend mit einem ICP-Spektrometer (IRIS Intrepid II XUV, Thermo Fisher Scientific, USA) anhand der charakteristischen Wellenlänge und der Intensität der angeregten elektromagnetischen Strahlung bestimmt. Angegeben sind Mittelwerte der Gehalte aus einer Dreifachmessung. Verunreinigungen sind nur angegeben, sofern welche gemessen wurden.

Mittels Trägergas-Heißextraktion wurden die Gehalte an O, N und C bestimmt (C: EMIA 820V, Horiba, Japan; N, O: TC-436 DR, Leco, USA). Inertgasfusion wurde verwendet, um den Gehalt an Wasserstoff zu bestimmen. Es wurde mindestens 1 g Material pro Messung in einem Graphittiegel erhitzt und der Wasserstoffgehalt über einen Wärmeleitungssensor bestimmt (EMGA 621W, Horiba, Japan). Die in der Arbeit angegebenen Gehalte sind Mittelwerte und Standardabweichungen aus Dreifachmessungen.

3.2 Struktur- und Gefügeanalyse

Dichtemessung

Die Dichte der Proben wurde nach dem archimedischen Prinzip nach DIN EN ISO 3369 [198] bestimmt (YDK-01 (0D), Sartorius, Germany). Als Messflüssigkeit kam destilliertes Wasser mit einer geringen Menge Tensid zum Einsatz, um die Oberflächenspannung herabzusetzen. In der Phase der Parameterfindung wurden zu jeder Parameterkombination drei Proben (8 mm x 8 mm

¹ *Ag, Al, As, Au, B, Ba, Be, Bi, Ca, Cd, Ce, Co, Cu, Dy, Er, Eu, Ga, Gd, Hf, Hg, Ho, In, Ir, K, La, Li, Lu, Mg, Mn, Na, Nb, Nd, Ni, Os, P, Pr, Pt, Re, Rh, Ru, Sb, Sc, Si, Sm, Sn, Sr, Ta, Tb, Ti, Tm, Y, Yb, Zn, Zr.* Konzentrationen über 0,05 Ma% werden detektiert. Kursive Elemente sind nur eingeschränkt messbar.

x 8 mm) jeweils dreifach gemessen und aus den Ergebnissen Mittelwert und Standardabweichung bestimmt. Zusätzlich wurde die Dichte aller Druck- und Zugproben bestimmt und Proben mit einer Abweichung vom Mittelwert von über 0,2 % aussortiert.

Metallographische Präparation

Die Proben wurden zur metallographischen Präparation in kaltaushärtendes Epoxidharz eingebettet (Spezifix 20, Struers, Deutschland). Bei den Pulverproben wurde Kohlenstoffpulver mit Epoxidharz gemischt, um eine durchgehende Leitfähigkeit zu gewährleisten. Nach den in Tabelle 3 angegebenen Verfahrensschritten wurden die eingebetteten Proben präpariert. Die Präparation erfolgte mit einem Präparationsautomaten (Rotopol, Struers, Deutschland). Anschließend wurden die Proben mit verschiedenen Ätzlösungen behandelt, um das Gefüge sichtbar zu machen. Die Zusammensetzungen der angewandten Ätzlösungen sind in Tabelle 4 aufgelistet.

Proben, an denen die Mikro- oder Makrohärte bestimmt wurden, sind nicht geätzt worden. Zum Teil wurden die Proben nachträglich geätzt, um die Eindrücke bestimmten Phasen zuordnen zu können.

Tabelle 3: Verfahrensschritte bei der metallographischen Schliﬄpräparation.

Körnung	Zeit in min	Kraft/Probe in N	Umdrehungen in 1/min	Lubrikant
400	1	20	300	Wasser
800	1	20	300	Wasser
1200	1	20	300	Wasser
2500	2	15	300	Wasser
4000	2-4	10	300	Wasser
3 µm	5	10	150	Braun (Ethanolbasis)
1 µm	5	10	150	Braun (Ethanolbasis)
0,25 µm	5	10	150	Braun (Ethanolbasis)

Tabelle 4: Zusammensetzungen und Bezeichnungen der verwendeten Ätzlösungen.

Bezeichnung	Zusammensetzung	Einwirkzeit (s)
Adler	100 ml H ₂ O, 200 ml HCl, 60 g FeCl ₃ *6 H ₂ O, 12 g (NH ₄) ₂ CuCl ₄ *2H ₂ O	1
Murakami	100 ml H ₂ O, 10 g KOH, 10 g K ₃ [Fe(CN) ₆]	90
Tiefenätzung	87 ml Ethanol, 10 ml HNO ₃ , 3 ml HCl, 5 g FeCl ₃ *6 H ₂ O	300

Lichtmikroskopie

Für lichtmikroskopische Gefügeaufnahmen wurde auf zwei digitale Lichtmikroskope zurückgegriffen (VHX2000, Keyence, Japan; Epiphot, Nikon, Japan). Die Begutachtung und Vermessung von Einzelschmelzbahnen und Konturquadern erfolgte mit dem VHX2000. Teilweise wurden mehrere Aufnahmen zu einer Abbildung kombiniert (Stitching oder *focus stacking*). Um die Qualität des Pulvers zu analysieren, wurden Proben des Pulvers entnommen, in Epoxidharz eingebettet und Schlitze angefertigt. Die Schlitze wurden daraufhin im LM untersucht, um die Form der Partikel zu bestimmen und das Auftreten von hohlen Pulverpartikeln ausschließen zu können.

Rasterelektronenmikroskopie

Für Gefügeaufnahmen, sowie Aufnahmen von Bruch- und Verschleißflächen, kam ein Rasterelektronenmikroskop (REM) (Leo 1530 Gemini, Zeiss, Deutschland) zum Einsatz. Es ist mit einem energiedispersiven Röntgendetektor (EDX) (Quantax400 mit SDD-Detektor Xflash4010, Bruker, USA) ausgestattet, der für Punkt und Flächenanalysen verwendet wurde (Arbeitsabstand 11 mm, 10 keV). Für Gefügeaufnahmen wurden Sekundärelektronen (SE-Detektor, Inlens-Detektor) detektiert, die einen Topologiekontrast bewirken oder Rückstreuerelektronen (BSE-Detektor), um einen Ordnungszahlkontrast zu visualisieren. Zusätzlich wurde ein weiteres REM (Ultra Plus, Zeiss, Deutschland), das mit einem Elektronenrückstreubeugungs-Detektor (EBSD) (Channel5, Oxford Instruments, Großbritannien; Detektor: Nordlys F) ausgestattet ist, für die qualitative Phasenanalysen verwendet. Die EBSD-Proben wurden zuvor mit MasterMet 2 (Buehler, Schweiz) vibropoliert (VibroMet 2, Buehler, Schweiz). Es wurde mit einer Primärenergie von 20 keV und einem Kippwinkel von 70° gearbeitet.

Transmissionselektronenmikroskopie

Mittels Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) wurde die Struktur der Karbide ermittelt (Tecnai F30, FEI, USA). Das TEM wurde mit einer Arbeitsspannung von 300 kV betrieben und ist mit einem EDXS-Detektor zur quantitativen Elementanalyse ausgestattet (Octane T Optima, EDAX, USA). Dafür wurden die Proben auf eine Dicke von 80 µm geschliffen (P4000 Schleifpapier) und anschließend mit einer Ionenfeinstrahlanlage (FIB) (CrossBeam 1540 XB, Zeiss, Deutschland) eine Lamelle herausgetrennt und auf ein Kupfergitter präpariert.

Röntgendiffraktometrie

Die röntgenographische quantitative und qualitative Phasenanalyse erfolgte im Transmissionsmodus mit Mo-K_{α1}-Stahlung (Stadi P, STOE, Deutschland). Monochromatische Röntgenstrahlung wurde mittels eines Ge(111)Monochromatorkristalls erzeugt. Der Messbereich betrug $2\theta = 10\text{-}60^\circ$ mit einer Schrittweite von $\Delta 2\theta = 0,01^\circ$. Für die Messungen wurden dünne Scheiben aus den Proben entnommen, auf 50 μm Dicke geschliffen und poliert (bis 1 μm Diamantsuspension), um Störungen durch Rauheit der Oberfläche ausschließen zu können.

Das Programm FullProf [199] wurde unter Zuhilfenahme des Rietveld-Verfahrens [200] für die quantitative Phasenanalyse verwendet.

Augerelektronenspektroskopie

Die chemische Zusammensetzung spezifischer Probenbereiche wurde mittels Augerelektronenspektroskopie (AES) untersucht (JAMP 9500F, JEOL, Deutschland). Eine Beschleunigungsspannung von 10 keV und ein Elektronenstrom von 10 nA lagen an. Dazu wurden polierte Proben (0,25 μm Diamantsuspension) gesputtert (Ar^+ -Ionen, 2 keV, Referenzrate 5 nm/min auf SiO_2), was einem Materialabtrag von etwa 10 nm zur Folge hatte und chemische Verunreinigungen der Oberfläche entfernte.

Oberflächenprofilometrie

Gemäß DIN EN ISO 4287 [201] wurde die Rauheit der SLM-Proben mit einem Weißlichtinterferometer bestimmt (Microprof, FRT, Deutschland). Die Profile der Verschleißspuren aus den Kugel-Scheibe-Experimenten und die Mappings der Oberflächenrauheit von Prüfkörpern aus den Stift-Scheibe Versuchen wurden ebenfalls mit dem Weißlichtinterferometer gemessen. Es wurde der duale Messmodus verwendet mit einer Frequenz von 100 Hz und 1000 Hz.

Partikelgrößenverteilung

Die Partikelgrößenverteilung der eingesetzten Pulver wurde mit dem Laserdiffraktionsverfahren bestimmt (Bluewave, Microtrac, Deutschland). Dazu wurden die Pulver mit Wasser als Trägermedium zunächst mit Ultraschall für 5 min behandelt und anschließend durch das Messsystem geleitet. Dabei werden die Pulverpartikel aus unterschiedlichen Winkeln von zwei blauen Lasern ($\lambda = 405\text{ nm}$) und einem roten Laser ($\lambda = 780\text{ nm}$) bestrahlt und der Beugungswinkel der Laserstrahlung von zwei Sensoren erfasst.

3.3 Thermische Analyse

Dynamische Differenzkalorimetrie

Die Charakterisierung der temperaturabhängigen Umwandlungsvorgänge erfolgte mittels dynamischer Differenzkalorimetrie (DSC) (DSC 404, Netzsch, Deutschland). Dazu wurden 15 mg Probenmaterial in einem Al_2O_3 -Tiegel unter Argonatmosphäre mit 10 K/min bis auf 1450 °C erhitzt und anschließend mit 10 K/min wieder auf Raumtemperatur abgekühlt. Bei den Proben für die Gefügeuntersuchung wurden die Gleichen Auf- und Abkühlraten angewandt.

3.4 Mechanische Charakterisierung

Druckprüfung

Quasistatische Druckversuche wurden an planparallelen Zylinderproben mit 6 mm Länge und 3 mm Durchmesser durchgeführt (Model 8562, Instron, USA). Die Proben wurden zunächst als Stäbe mit einem Übermaß von 0,25 mm und 40 mm Länge hergestellt. Anschließend wurde die Zylinderfläche bei einem Dienstleister für Hartbearbeitung (AMW, Deutschland) abgeschliffen und die Stäbe in 6 mm lange Stücke geteilt. Danach wurden die Stirnflächen der Proben mit P4000 Schleifpapier planparallel geschliffen und im Druckversuch mit Molykote (Dow Corning, USA) geschmiert. Während der Versuche betrug die Stauchrate 0,003 mm/s. Mit einem Laserextensiometer erfolgte die Erfassung der Längenänderung. Mittelwerte und Standardabweichung wurden aus mindestens sechs Messungen ermittelt.

Um die Veränderung der Volumenanteile von Martensit und Austenit zu bestimmen, wurden Druckversuche bei unterschiedlicher Stauchung gestoppt.

Zugprüfung

Zugversuche wurden mit Rundzugproben durchgeführt (Model 8562, Instron, USA). In Abbildung 14 ist die Geometrie der Zugproben angegeben. Alle Proben wurden mit 0,25 mm Übermaß gefertigt und auf Maß geschliffen (AMW, Deutschland). Die Dehnungsgeschwindigkeit betrug 0,006 mm/s. Mit einem Laserextensiometer wurde die Längenänderung der Proben erfasst. Aus Ergebnissen von mindestens fünf Zugversuchen wurden der Mittelwert und die Standardabweichung ermittelt.

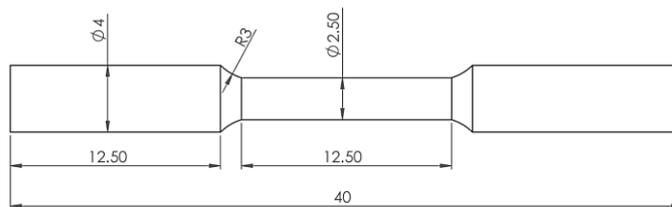


Abbildung 14: Geometrie der verwendeten Zugproben.

Makro-, Mikro- und Warmhärte

Die Messung der Vickers-Mikrohärte erfolgte mit einer Last von 0,3 N (HMV-2, Shimadzu, Japan). Mindestens 10 Messungen wurden für Mittelwerte und Standardabweichung herangezogen. Bei Profilmessungen wurde ein Messwert pro Position erfasst.

Die Makrohärte wurde nach Rockwell C mit 1471 N und einer Haltezeit von 4 s ermittelt (CV-600D, CV Instruments, Großbritannien). Mittelwerte und Standardabweichung ergeben sich aus 10 Messwerten.

Die Warmhärte wurde mit einer Prüfmaschine am Fraunhofer IKTS in Dresden durchgeführt, die mit einem Prüfkörper nach Vickers ausgestattet ist. Für die Aufheizung und Abkühlung wurde der Ofen mit einer Rate von 10 K/min gefahren. Bei jeder Prüftemperatur wurde die Temperatur für 10 min gehalten, bevor die Messung begonnen wurde. Eine Messung dauerte etwa 10 min, sodass die Probe eine Gesamthaltedauer von 20 min bei jeder Prüftemperatur erfährt. Die angegebenen Messwerte sind Mittelwerte und Standardabweichung aus je fünf Eindrücken pro Prüftemperatur.

Tribologie

Stift-Scheibe-Tests wurden nach DIN EN 1071-13 [202] mit einem Tribometer (T500, Nanovea, USA) durchgeführt. Dazu wurden Zylinderproben mit einem Durchmesser von 6 mm und einer Länge von 30 mm verwendet, wobei die Stirnflächen mit P4000 Schleifpapier planparallel geschliffen wurden. Als Gegenkörper kamen eine keramisch gebundene P120-SiC-Schleifscheibe oder eine keramisch gebundene Cubitron-Schleifscheibe von Betz, Haiger Allendorf, Deutschland mit einer Körnung von P70 zum Einsatz. Eine Kraft von 20 N wurde aufgebracht sowie eine Verschleißstrecke von 37,7 m (P120) oder 41,5 m (P70) abgefahren. Der Stift wurde spiralförmig über die Schleifscheibe geführt, um einen gleichmäßigen Verschleiß der Schleifscheibe und ein Zusetzen der Schleifscheibe mit Abrieb zu verhindern. Die Umdrehungsgeschwindigkeit der Schleifscheibe betrug 300 min^{-1} . Vor und nach dem

Verschleißtest wurden die Zylinder gewogen und der Volumenverlust aus der Massedifferenz berechnet. Aus dem Volumenverlust V , der Prüfkraft F_N und der Verschleißstrecke S wurde der Verschleißkoeffizient k berechnet:

$$k = \frac{V}{F_N \cdot S} \quad . \quad 3-1$$

Weiterhin wurden Kugel-Scheibe-Tests durchgeführt, wobei die Scheibe aus dem Probenmaterial besteht und eine Wolframkarbid-Kugel mit 10 mm Durchmesser den Gegenkörper bildete. Eine Prüfkraft von 20 N wurde angewendet und eine Prüfstrecke von 377 m bei einer Umdrehungsgeschwindigkeit von 100 min^{-1} abgefahren. Die Proben wurden vor und nach dem Versuch gewogen und der Volumenverlust über die Massedifferenz berechnet. Der Verschleißkoeffizient wurde nach der Formel 3-1 errechnet. Weiterhin wurde das Profil der Verschleißspur mittels eines Weißlichtinterferometers aufgenommen.

Sowohl beim Stift-Scheibe- als auch beim Kugel-Scheibe-Test wurden jeweils 10 Proben gemessen und aus den Ergebnissen Mittelwert und Standardabweichung ermittelt.

4 Prozesse und Probenherstellung

4.1 Legierungsauswahl

Drei verschiedene Werkzeugstähle wurden mit SLM verarbeitet. Es sollten Unterschiede bezüglich der Verarbeitbarkeit mittels SLM, des entstehenden Gefüges sowie der resultierenden mechanischen Eigenschaften untersucht und mit dem Gusszustand verglichen werden.

Die Legierung Fe85Cr4Mo8V2C1 (Massenanteil in %, im Folgenden als FeCrMoVC bezeichnet) wurde erstmals von Kühn *et al.* [10] in einem Rascherstarrungsprozess, der von der Herstellung metallischer Gläser abgeleitet ist, hergestellt und beschrieben. Dabei zeigte die Legierung außergewöhnlich hohe Festigkeiten unter Druckbelastung (> 4000 MPa) sowie eine hohe Bruchstauchung von 12 %. Ursächlich hierfür ist das Auftreten metastabiler Phasen wie Restaustenit und Martensit sowie komplexer Karbide vom Typ M_2C und MC. Die Möglichkeit einer weiteren Steigerung der Festigkeit und Härte mittels Wärmebehandlung wurde von Schlieter *et al.* [203] und Hufenbach *et al.* [204] gezeigt. Weiterhin wurde die Bruchzähigkeit [205] geprüft und die Rissausbreitung [206] in der Legierung untersucht. Im Vergleich zu anderen Werkzeugstählen zeigte die Legierung eine vergleichsweise hohe Bruchzähigkeit. Zudem konnte die Umwandlung des Restaustenits in Martensit an der Risspitze beobachtet werden, was als eine der Ursachen für die erhöhte Bruchzähigkeit der Legierung angesehen wird. Der TRIP-Effekt sorgt durch eine verformungsinduzierte Phasenumwandlung von Restaustenit in Martensit für eine Verfestigung unter mechanischer Beanspruchung. Das Umwandlungsverhalten des Restaustenits wurde für diese Legierung detailliert von Hufenbach [207] beschrieben.

Eine Steigerung der Druckfestigkeit und Härte ist durch Modifikation der Legierungszusammensetzung erreichbar. Bei partieller Substitution von Molybdän und Vanadium mit Wolfram zeigt die Legierung Fe85Cr4Mo1V1W8C1 (Massenanteil in %, im Folgenden als FeCrMoVWC bezeichnet) eine Druckfestigkeit von 5500 MPa und eine Bruchstauchung von 23 % [11]. Dazu wurde die Legierung im gleichen Rascherstarrungsprozess wie in [10] verarbeitet.

Die beiden beschriebenen Legierungszusammensetzungen haben eine hohe Härte direkt nach dem Gussprozess. Bisher wurden sie für die Herstellung von Werkzeugen, wie Baggerzähne, Meißel und Schneidwerkzeuge eingesetzt, die endkonturnah gegossen wurden. Eine Nachbearbeitung der Gussteile ist aufgrund der hohen Härte aufwendig. Zudem kommt es bei Gussteilen häufig zu Gießfehlern wie Lunker oder Seigerungen. Weitere Einschränkungen ergeben sich durch die Gusstechnologie selbst. Beispielsweise in Form von geometrischen Beschränkungen hinsichtlich kleiner Wandstärken, Hinterschneidungen, Hohlräumen oder

Kanälen. Der SLM-Prozess erlaubt es, die Beschränkungen der Gusstechnologien zu umgehen und Bauteile mit nahezu uneingeschränkter geometrischer Gestaltungsfreiheit herzustellen.

Da beide Legierungen für die Verarbeitung im Gussprozess entwickelt wurden, kann nicht von optimalen Eigenschaften für den SLM-Prozess ausgegangen werden. Daher wurde auf Grundlage der Erkenntnisse, die bei der Verarbeitung der beiden Gusslegierungen mittels SLM entstanden sind, eine dritte Legierung (Fe90,8Cr4V0,5W4C0,7 (Massenanteil in %) im Folgenden als FeCrVWC bezeichnet), explizit für die Anwendung im SLM-Prozess, entwickelt. Die Anforderung an die Legierungsmodifikation war eine Verbesserung der Verarbeitbarkeit, was sich durch eine erhöhte Baurate, den Verzicht auf die Substratplattenheizung und eine Verringerung der Spannungsrissneigung auswirken soll. Da die Verdüsung einer Legierung kostenintensiv ist, können nicht alle potenziell geeigneten Legierungsmodifikationen verdüst und im SLM-Prozess getestet werden. Daher wurde ein Prozess entwickelt, der es erlaubt, kleine Mengen einer Legierung herzustellen, zu testen und die mechanischen Eigenschaften nach dem SLM-Prozess abzuschätzen.

Die Legierungsmodifikationen wurden in einer Schleudergussanlage abgegossen. Dadurch erfährt die Schmelze ähnlich hohe Erstarrungsraten wie im SLM-Prozess (Schleuderguss 10^5 bis 10^6 K/s [208], SLM bis zu 10^6 K/s [107]), wodurch die gleichen metastabilen Phasen sowie eine ähnliche Gefügefinesheit angestrebt werden. An den Schleudergussproben wurden die mechanischen Eigenschaften unter Druckbelastung, die Mikrohärtigkeit und das Gefüge untersucht. Anhand der Ergebnisse wurde eine modifizierte Legierung ausgewählt und verdüst.

4.2 Gussprozesse, Pulverherstellung und Pulvereigenschaften

Gussprozesse

Die Gusszustände der Legierungen FeCrMoVC, FeCrMoVWC und FeCrVWC wurden mittels Schwerkraftguss (SK-Guss), wie von Kühn *et al.* [10] und Hufenbach *et al.* [11] beschrieben, hergestellt. Alle Legierungen wurden aus den Ausgangselementen in einem Induktionsofen (Balzer, Deutschland) bei etwa 100 mBar Argonatmosphäre aufgeschmolzen und in eine Kupferkokille (70 mm x 14 mm x 120 mm) abgegossen.

Für die externe Pulverherstellung wurde zunächst die Legierung in ihrer Sollzusammensetzung am IFW Dresden hergestellt. Dazu wurden die reinen Ausgangselemente in einem Induktionsofen unter Argonatmosphäre (Balzer, Deutschland) bei etwa 100 mbar Druck

aufgeschmolzen und in eine Stahkokille mit 80 mm Durchmesser und 200 mm Höhe abgegossen.

Eine Vielzahl an Legierungsmodifikationen wurden in einer Schleudergussanlage (Vacutherm 3,3 Titan, Linn High Therm, Deutschland) unter Argonatmosphäre in einem Graphittiegel induktiv aus den reinen Ausgangselementen erschmolzen und anschließend in eine Kupferkokille mit 3 mm Durchmesser abgegossen. Die Rotationsgeschwindigkeit betrug beim Abguss 500 u/min.

Pulverherstellung

Das Stangenmaterial wurde bei der Firma TLS Technik GmbH & Co. Spezialpulver KG, Deutschland, mit dem EIGA-Verfahren (*electrode induction-melting gas atomization*) verdüst. Dabei fungiert das Material als Elektrode und wird per Induktion erschmolzen. Eine Gasdüse leitet Argon auf die rotierende schmelzflüssige Elektrodenspitze und zerstäubt die Schmelze. Das Verfahren zeichnet sich durch eine tiegellose Schmelze und eine sauerstofffreie Verdüsung aus, wodurch Verunreinigungen des Pulvers effektiv vermieden werden. Typischerweise liefert es sphärische Partikel ohne Sattelitenbildung und Hohlpartikel mit einer Partikelgrößenverteilung von etwa 1-500 µm. Das Pulver muss anschließend in verschiedene Partikelgrößenbereiche klassifiziert werden. Für den SLM-Prozess wurde die Fraktion 15-63 µm verwendet. Beim EIGA-Verfahren betrug die Pulverausbeute für den SLM-Prozess etwa ein Drittel des eingesetzten Stangenmaterials. Der Hauptteil des Pulvers (etwa 50 %) lag in der Fraktion 63-125 µm vor und könnte beispielsweise beim Auftragsschweißen verwertet werden [20].

Pulvereigenschaften

Die Pulvereigenschaften wie z. B. Partikelgrößenverteilung, Agglomerationsneigung oder Partikelform haben einen maßgeblichen Einfluss auf den SLM-Prozess, weshalb die Eignung des Pulvers entsprechend geprüft werden muss. Ein geeigneter Verfahrensablauf ist in der VDI-Richtlinie 3405-2 [209] beschrieben. Abbildung 15 zeigt die Partikelgrößenverteilung und Abbildung 16 lichtmikroskopische Aufnahmen der verwendeten Pulver. Alle Pulver haben eine Soll-Partikelgrößenverteilung von 15-63 µm. Die Messung der Partikelgrößenverteilung und die Aufnahmen der Pulver zeigen jedoch Pulverpartikel, die im Durchmesser kleiner als 15 µm sind. Dieser Feianteil lässt sich nicht durch Siebverfahren restlos entfernen, da Pulver in diesem Partikelgrößenbereich zur Agglomeration neigt und die Siebmaschen nicht mehr passiert [210]. Ein Anteil an feinen Partikeln ist für eine hohe Schüttdichte notwendig und erhöht die Dichte der SLM-Teile und verbessert damit die mechanischen Eigenschaften [59]. Die Analyse der Partikelgrößenverteilung zeigt weiterhin einen Pulveranteil der größer als 63 µm ist. Ursächlich

dürfte ein systematischer Messfehler sein, welcher durch Agglomeration oder das gleichzeitige passieren mehrerer Pulverteilchen des Sensorbereiches verursacht wird. Partikel die größer als $63\ \mu\text{m}$ sind, lassen sich bei der optischen Teilchenanalyse im Lichtmikroskop und REM nicht finden. Im Vergleich zu einer engen Partikelgrößenverteilung sorgt die breite Partikelgrößenverteilung für eine höhere Schüttdichte [58].

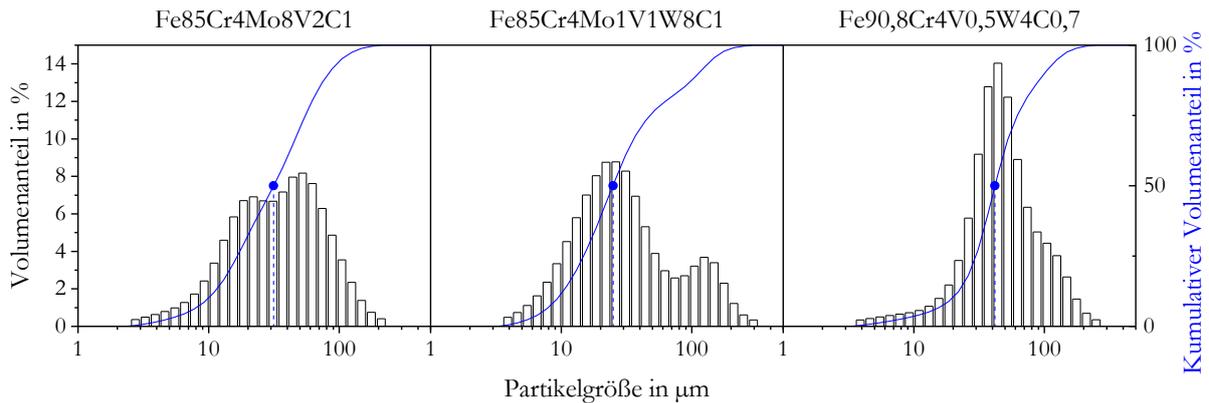


Abbildung 15: Partikelgrößenverteilung von FeCrMoVC , FeCrMoVWC (nach [211]) und FeCrVWC .

Die optische Analyse zeigt eine sphärische Partikelform ohne Hohlkugeln und ohne signifikante Sattelitenbildung. Alle Pulver haben daher auch eine ausreichende Fließfähigkeit. Es kann festgestellt werden, dass eine geeignete Partikelgrößenverteilung und die passende Partikelform für den SLM-Prozess vorliegen, sodass keine Einschränkungen durch die Pulverqualität zu erwarten sind.

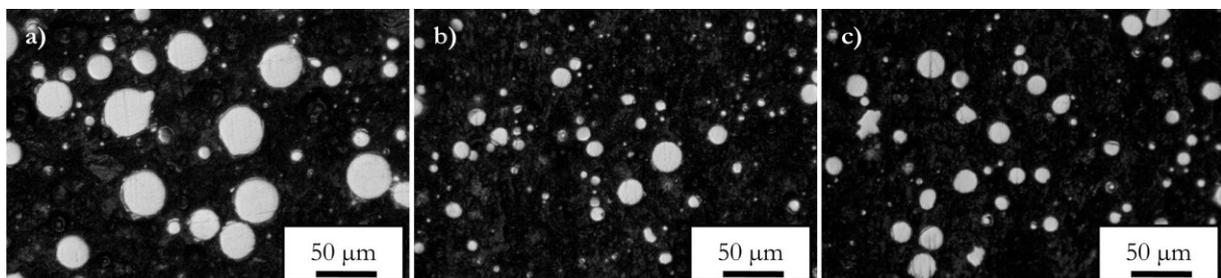


Abbildung 16: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Pulverquerschnitten von: a) FeCrMoVC , b) FeCrMoVWC (nach [211]) und c) FeCrVWC .

4.3 Selektiver Laserschmelzprozess und Probenherstellung

Selektive Laserschmelzanlage

Die SLM-Experimente wurden mit einer SLM250^{HL} Anlage der SLM Solutions Group durchgeführt. Diese verfügt über einen Bauraum von 250 mm x 250 mm x 300 mm, der mit Hilfe einer Bauraumverkleinerung auf 50 mm x 50 mm x 90 mm oder der Substratplattenheizung auf Ø67 mm x 90 mm reduziert werden kann. In der Anlage ist ein 400 W Yb:YAG-Faserlaser mit einer Wellenlänge von 1070 nm installiert. Die Energieverteilung im Fokus folgt einem Gauß-Profil und der Laser arbeitet im kontinuierlichen Modus. Eine f-Theta Optik gleicht die Fokuslagenverschiebung bei Auslenkung des Laserstrahls aus. Abhängig von der Laserleistung verschiebt sich die Fokuslage von 0,2 mm bei 40 W auf -1,5 mm bei 200 W (Kaustikmessung 08.10.2015), was bei der Wahl der Prozessparameter berücksichtigt werden sollte. Der kleinste mögliche Fokusdurchmesser ist leistungsunabhängig und liegt bei 78 µm. Das Strahlprofil ist in Abbildung 17 gezeigt. Die Beschichtung der Substratplatte erfolgt mit einem Förderwellenbeschichter, der das Pulver mit Hilfe einer Silikonlippe verteilt. Mit keilförmigen Einsätzen kann die Breite des Pulverauftrages reguliert werden. In der Baukammer liegt während des Bauprozesses eine Argonatmosphäre vor (Argon 5.0). Der Restsauerstoffgehalt wird von zwei Sensoren gemessen.

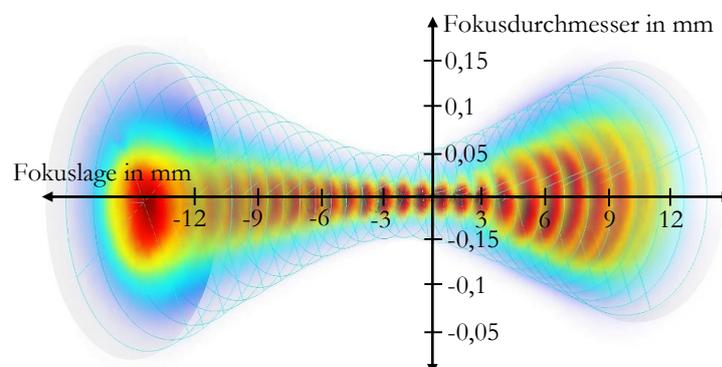


Abbildung 17: Strahlprofil der SLM250^{HL}-Anlage bei 200 W Laserleistung, gemessen von der SLM Solutions Group. Der Fokuspunkt liegt bei -1,5 mm mit einem Fokusdurchmesser von 78 µm.

Weiterhin ist die Anlage mit einer Substratplattenheizung ausgestattet, die von der Forschungstechnik des IFW Dresden entwickelt wurde. Mittels dieser können Substratoberflächentemperaturen von bis zu 500 °C erreicht werden. Ein Temperaturprofil der Substratplatte, das aus technischen Gründen nicht im laufenden Prozess gemessen wurde, ist in Abbildung 18 gezeigt. Mit einer Rate von 20 K/min wird bis zur Solltemperatur geheizt. Hier wird üblicherweise der SLM-Prozess gestartet. Die Solltemperatur wird über den gesamten

Bauprozess mit einer maximalen Abweichung von 1 °C gehalten. Mit 5 K/min wird bis zu einer Temperatur von 100 °C gesteuert abgekühlt.

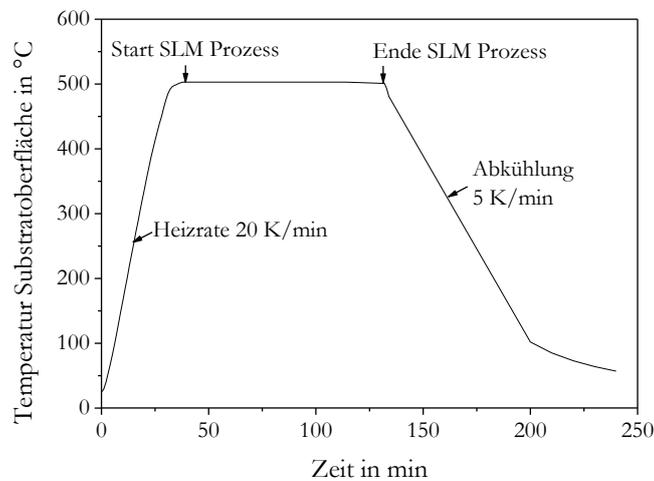


Abbildung 18: Temperaturprofil, gemessen an der Oberfläche der Substratplatte, bei einer Solltemperatur von 500 °C.

Durchführung der SLM-Experimente

Die Vorbereitung der CAD-Daten erfolgte mit der Software Solidworks (Dassault Systèmes, Frankreich) oder Magics (Materialise, Deutschland). Mit Magics wurden die Supportstrukturen erstellt. Falls möglich, wurde Blocksupport (gleichmäßiges, rechtwinkliges Supportraster) mit einer Höhe von 2 mm und einer Maschenweite von 1,5 mm verwendet. Die Erstellung der Parametersätze und die Bauteilanordnung auf der Substratplatte erfolgten mit der Software AutoFab (Materialise, Deutschland). Abbildung 19 stellt die angewandten Scanstrategien und SLM-Prozessparameter dar. In der Darstellung sind die vom Benutzer änderbaren Parameter eingezeichnet. Die möglichen Scanstrategien und ihre Auswirkungen sind in Kapitel 2.2.1 beschrieben.

Alle verwendeten Substratplatten bestehen aus 1.4841 Stahl. Die Baukammer wurde vor jedem Baujob mit Argon geflutet, bis eine Sauerstoffkonzentration von unter 200 ppm erreicht war. Bei Versuchen mit Substratplattenheizung wurde die Aufheizung erst ab diesem Zeitpunkt gestartet. Die Abkühlung der Proben erfolgte gesteuert auf der Substratplattenheizung in Argonatmosphäre. Einzige Ausnahme bildet die Druckluftabkühlung, bei der die Proben bei maximaler Substrattemperatur aus der Baukammer entnommen und mittels Druckluft auf Raumtemperatur abgekühlt wurden.

Falls es nötig war, Pulver in den Beschichter nachzufüllen, wurde das Pulver vor Prozessbeginn in der Baukammer deponiert. Nachgefüllt wurde bei pausiertem Prozess unter Argonatmosphäre

mit Handschuhen, die in die Prozesskammer integriert sind. Dazu wurde das Nachfüllen so getaktet, dass dies nicht im Messbereich der Proben notwendig war.

Nach jedem Baujob wurde das verwendete Pulver gesiebt ($63\ \mu\text{m}$ Maschenweite) um Schweißspritzer und Verunreinigungen zu entfernen.

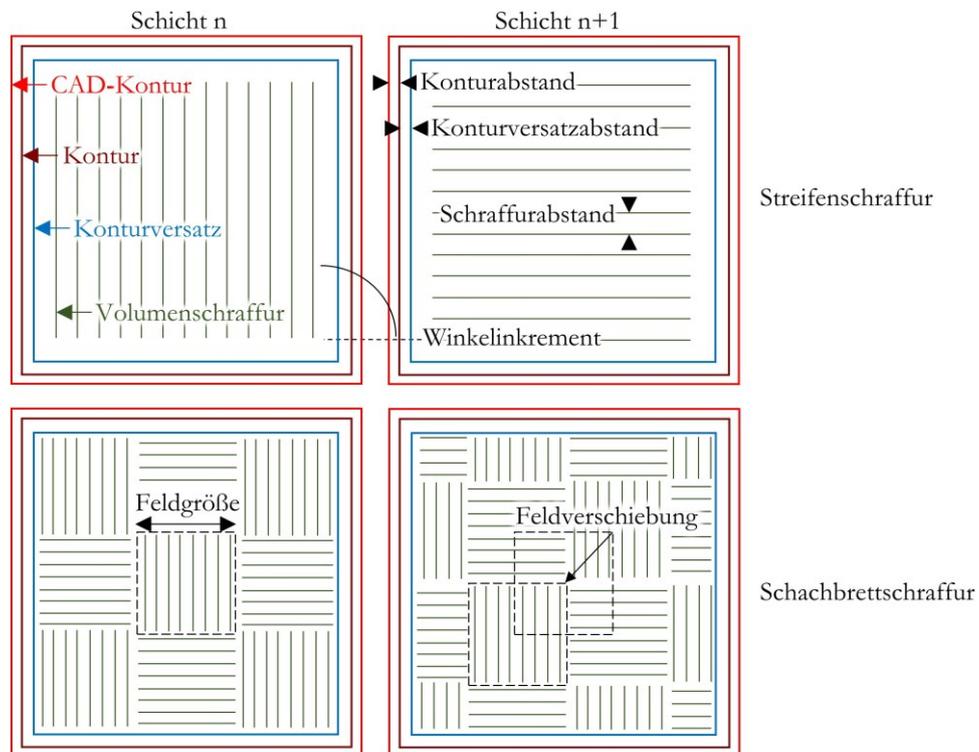


Abbildung 19: Schematische Darstellung der Scanstrategien Streifenschraffur und Schachbrettschraffur sowie von SLM-Prozessparametern die vom Anwender verändert werden können.

5 Ergebnisse und Diskussion

5.1 Eigenschaften der Legierung FeCrMoVC verarbeitet mittels SLM

5.1.1 Einfluss der Prozessparameter auf die Dichte

Durch Einzelschmelzbahnversuche wurde zunächst der Parameterbereich, in dem sich FeCrMoVC verarbeiten lässt, eingegrenzt. Dazu wurden einzelne Schmelzbahnen mit einer Laserleistung zwischen 100 und 200 W und einer Scangeschwindigkeit von 200 bis 750 mm/s gebaut (Abbildung 20). In dem untersuchten Parameterbereich tritt kein Balling auf, wobei die Schmelzbahn in einzelne Schmelztropfen zerfallen würde. Es zeigen sich Instabilitäten in Schmelzbahnen, die mit geringem Linienenergieeintrag gebaut wurden, also geringer Laserleistung und hoher Scangeschwindigkeit. Diese äußern sich durch unregelmäßige Höhe und Breite der Schmelzbahnen. Daraus ergibt sich, dass 100 W Laserleistung für die Verarbeitung von FeCrMoVC nicht geeignet ist. Eine hohe Laserleistung hat keine negativen Auswirkungen auf die Schmelzbahnen und ist daher potenziell anwendbar. Auch geringe Scangeschwindigkeiten unter 300 mm/s erzeugen stabile Schmelzbahnen. Aufgrund der geringen resultierenden Aufbauraten wurden diese dennoch ausgeschlossen. Eine Variation von Punktabstand und Belichtungszeit zeigte keinen Einfluss bei Einzelschmelzbahnversuchen.

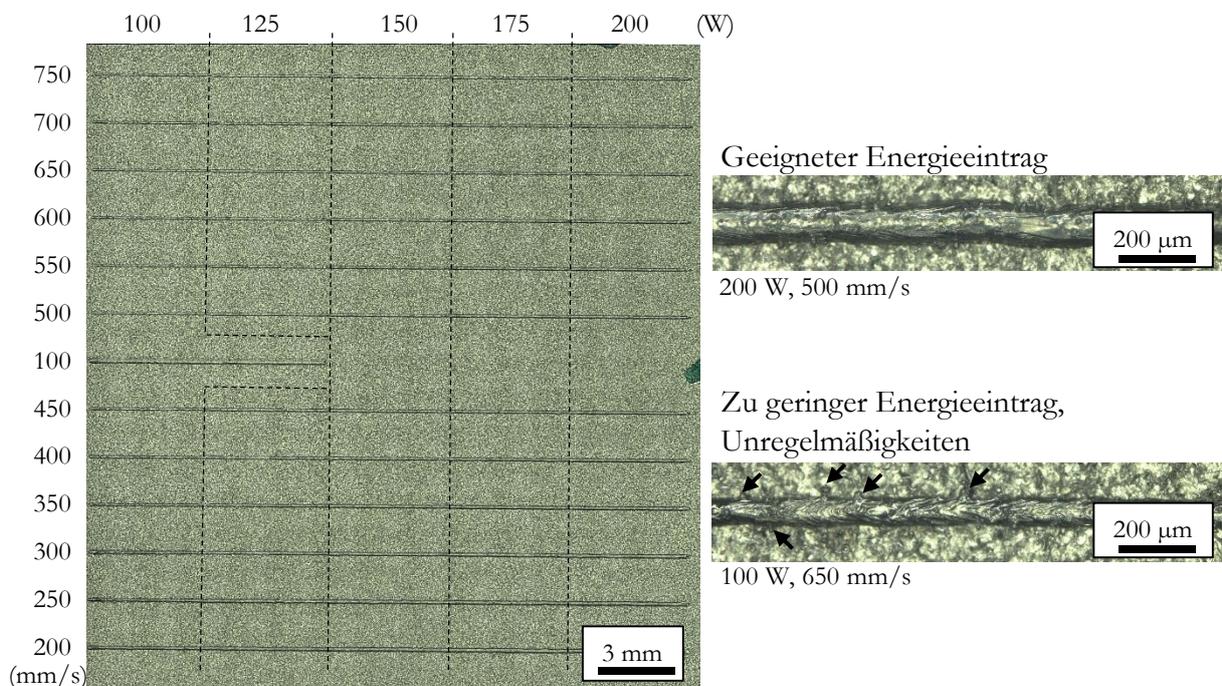


Abbildung 20: Einzelschmelzbahnen aus FeCrMoVC. Bei geeignetem Linienenergieeintrag entstehen gleichmäßige Schmelzbahnen.

Um eine hohe Aufbaurrate zu erhalten, wurde die Schichtdicke zunächst auf 50 μm festgelegt. Die Auswahl der Supportparameter und Konturparameter wurde auf Basis von Konturquadern mit variabler Laserleistung und Scangeschwindigkeit getroffen. Dazu werden Quader ohne Volumenbelichtung gebaut, sodass die Probekörper nur aus einer Hülle bestehen, die genau eine Schmelzbahn dick ist. Bei einem geeigneten Linienenergieeintrag wird bei jeder neuen Schicht die darunterliegende teilweise mit aufgeschmolzen, was für eine optimale Anbindung zwischen den Schichten sorgt. Bei einem zu hohen Linienenergieeintrag wird die untere Schicht zu stark aufgeschmolzen, was zu einer unregelmäßigen Schichtdicke führt. Die Oberkante der Konturwürfel ist folglich nicht mehr gerade. Bei einem zu geringen Linienenergieeintrag wird die untere Schicht nicht mehr aufgeschmolzen, was Löcher in der Seitenwand der Konturquader zur Folge hat, aber nicht zwangsläufig wellige Oberkanten. Beispiele für Konturquader mit geeigneten und ungeeigneten Parametern sind in Abbildung 21 dargestellt.

Bei 50 μm Schichtdicke lassen sich keine Konturquader aus FeCrMoVC herstellen. Die Eigenspannungen im Material sind so hoch, dass die Konturquader bereits auf der Substratplatte beim Aufbau reißen. Bei Erhöhung der Substrattemperatur auf 400 $^{\circ}\text{C}$ ist die Rissneigung deutlich verringert und es lassen sich Konturquader herstellen. Daraus kann zunächst geschlussfolgert werden, dass die Legierung bei einer Schichtdicke größer-gleich 50 μm nur mit einer Substratplattenheizung verarbeitet werden kann. Geeignete Parameter für die Supportstrukturen können aus den Konturquadern direkt bestimmt werden, da der Support, wie die Konturquader, nur eine Schmelzbahn dick ist. Bei einer Laserleistung von 225 W und einer Scangeschwindigkeit von 700 mm/s können Supportstrukturen rissfrei und mit hoher Baugeschwindigkeit aufgebaut werden.

Für die Parameter der Kontur wurde der Parametersatz gewählt der Konturquader mit hoher Oberflächenqualität erzeugt. Erfahrungsgemäß sollte hier ein Parametersatz mit einem Energieeintrag am oberen Ende des Spektrums verwendet werden, da im finalen Bauprozess auch Energie in das benachbarte Festkörpervolumen abgeleitet wird.



Abbildung 21: Konturquader mit variierender Laserleistung und Scangeschwindigkeit aus FeCrMoVC zur Bestimmung der Supportparameter und Konturparameter. Potenziell geeignete Parameterkombinationen sind mit Pfeilen gekennzeichnet.

Um einen Volumenkörper zu erzeugen, müssen zusätzlich zur Laserleistung und Scangeschwindigkeit noch der Schraffurabstand und die Scanstrategie festgelegt werden. Dazu wurden zunächst Würfel mit 8 mm Kantenlänge ohne Kontur gebaut. Als Scanstrategie wurde Streifenschraffur mit einer Streifenlänge über die gesamte Breite des Würfels und 90° Drehwinkel verwendet. Es zeigt sich, dass die Legierung auch mit der Substratplattenheizung eine starke Rissneigung hat. Folglich müssen auch Parameter ausgeschlossen werden, die zwar eine hohe Dichte erzeugen, aber zu starker Rissbildung führen. Der Schraffurabstand hat einen starken Einfluss auf die Rissbildung und führt ab 80 μm Schraffurabstand unabhängig von Laserleistung und Scangeschwindigkeit zu gerissenen Proben. Abbildung 22 zeigt den Verlauf der Dichte in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit. Eine hohe Dichte kann bei 175 W Laserleistung, 60 μm Schraffurabstand und 450 mm/s Scangeschwindigkeit erreicht werden. Bereits bei Änderungen der Scangeschwindigkeit um 50 mm/s fällt die Dichte ab. Der Linienenergieeintrag reicht dann nicht mehr aus, um eine Anbindung an die untere Schicht zu gewährleisten. Abbildung 23 zeigt eine REM-Aufnahme der resultierenden Porosität. In Kapitel 5.1.2 und 5.1.3 werden Gefüge und Eigenschaften der Proben mit hoher relativer Dichte diskutiert. Insgesamt ergeben sich für die Legierung sehr kleine Prozessfenster, in denen sie verarbeitbar ist.

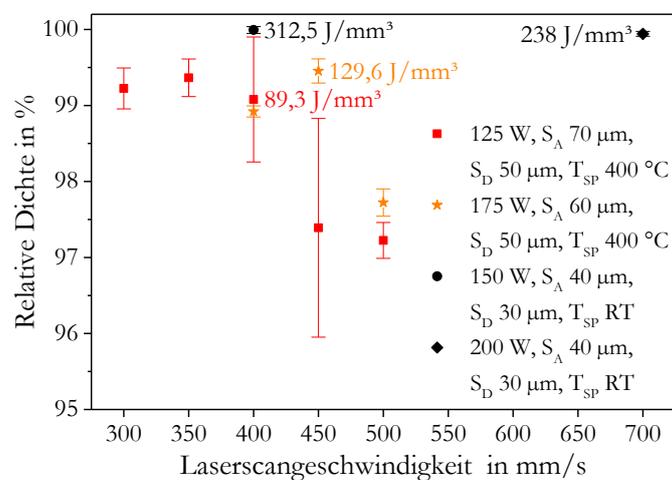


Abbildung 22: Relative Dichte von Volumenkörpern aus FeCrMoVC in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit. Die Verwendung der Substratplattenheizung erlaubt es, FeCrMoVC mit deutlich geringeren Energieeinträgen zu verarbeiten (nach [212]).

Eine Verringerung der Eigenspannungen und damit der Rissbildung kann über eine Anpassung der Scanstrategie erfolgen. Getestet wurde die Schachbrettstrategie mit Feldgrößen zwischen 1 und 10 mm sowie die Streifenstrategie mit Streifenlängen zwischen 2 und 10 mm. Die Höhe der Eigenspannungen wurde indirekt über das Auftreten von Rissen oder die Stärke des Verzugs von Probekörpern (5 mm x 30 mm x 5 mm) bestimmt. Rissfreie Proben konnten mit der

Schachbrettstrategie und Feldgrößen unter 5 mm erreicht werden. Die Streifenstrategie kann auch bei größeren Streifenlängen bis 8 mm rissfreie Proben erzeugen, der Verzug ist jedoch höher als bei der Schachbrettstrategie. Der Parametersatz, der für alle FeCrMoVC Proben mit 50 μm Schichtdicke und Substratplattenheizung angewandt wurde, ist in Tabelle 5 angegeben.

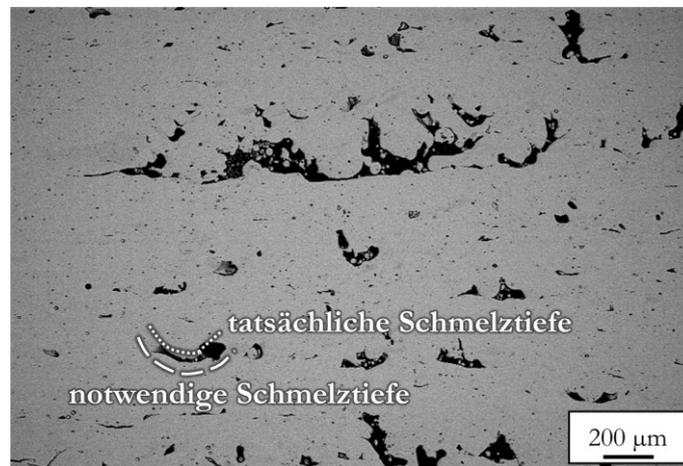


Abbildung 23: REM-SE-Aufnahme von FeCrMoVC mit den SLM-Parametern $P=125\text{ W}$, $S_V=500\text{ mm/s}$, $S_D=50\text{ }\mu\text{m}$, $T_{SP}=400\text{ }^\circ\text{C}$ hergestellt. Der Unterschied zwischen tatsächlicher Schmelztiefe und für eine hohe relative Dichte notwendiger Schmelztiefe ist visualisiert.

Um die Legierung auch ohne Substratplattenheizung verarbeiten zu können, wurden weitere Experimente durchgeführt. Dazu wurde der Fokus auf die Parameter gelegt, welche die Eigenspannungen möglichst stark reduzieren, auch wenn diese zu Lasten der Aufbaugeschwindigkeit gehen. Die Schichtdicke wurde auf 30 μm reduziert und die Versuche mit Konturquadern wiederholt. Es zeigte sich, dass bei 30 μm Schichtdicke und ohne Substratplattenheizung Konturquader rissfrei herstellbar sind. Eine Reduktion der durch den thermischen Gradienten erzeugten Eigenspannungen ist auf eine Verringerung des Schmelzvolumens zurückzuführen. Damit sinkt auch die Materialmenge, welche eine Volumenschwindung erfährt, und die induzierte Zugspannung wird kleiner. Bis zum Auftrag der nächsten Schicht können sie kleineren Spannungen durch Mikroverformung oder spannungsinduzierte Phasenumwandlung abgebaut werden. Die Eigenspannungen bleiben unterhalb der kritischen Spannung, bei der es zur Rissbildung kommt. Der gegenteilige Effekt, bei dem eine Erhöhung der Schichtdicke eine Reduktion der Eigenspannungen erzeugt, ist ebenfalls bekannt [66, 213, 214]. Eine weitere Erhöhung der Schichtdicke auf über 50 μm wurde wegen des Treppenstufeneffekts ausgeschlossen. Die Parameter für den Support und die Kontur konnten erneut direkt aus den Ergebnissen der Konturquaderversuche abgelesen werden.

Versuche mit Volumenwürfeln haben gezeigt, dass für dichte und rissfreie Proben Energieeinträge größer als 238 J/mm^3 notwendig sind. Um eine Rissbildung zu vermeiden, muss der Schraffurabstand kleiner als $50 \mu\text{m}$ sein. Das Prozessfenster ist ohne die Verwendung der Substratplattenheizung noch kleiner und auf zwei Parameterkombinationen reduziert (Abbildung 22). Abweichungen davon führen zu Rissen in den Proben. Um die Scanstrategie festzulegen, wurden die Versuche mit Schachbrett- und Streifenstrategie wiederholt, mit dem Ergebnis, dass der geringste Verzug bei der Streifenstrategie mit 7 mm Streifenlänge auftritt. Dennoch ist die maximale Kantenlänge eines Volumenkörpers, der sich rissfrei ohne Substratplattenheizung herstellen lässt, auf etwa 15 mm begrenzt. Der Parametersatz für alle Proben, die ohne Substratplattenheizung gebaut wurden, ist in Tabelle 5 angegeben. Die Bezeichnung der Parametersätze erfolgt im Folgenden durch ihren Volumenenergieeintrag.

Tabelle 5: SLM-Parametersatz von FeCrMoVC mit Schichtdicke S_D , Laserleistung P , Scangeswindigkeit S_v , Schraffurabstand S_A , Konturabstand K_A , Punktabstand P_A , Belichtungszeit B_t , Laserfokus F , Scanstrategie, Substrattemperatur T_{SP} und Volumenenergieeintrag E_V .

	S_D in μm	P in W	S_v in mm/s	S_A in μm	K_A in μm	P_A in μm	B_t in μs	F in mm	Scan- strategie	T_{SP} in $^\circ\text{C}$	E_V in J/mm^3
Volumen		125	400	70	-	200	400	0	Schach, 4 mm		89,6
Kontur		225	700	-	50	200	400	0	-		
Kontur- versatz	50	125	700	-	30	200	400	0	-	400	
Support		225	700	-	-	200	400	0	-		
Volumen		175	450	60	-	200	400	0	Schach, 4 mm		126,9
Kontur		225	700	-	50	200	400	0	-		
Kontur- versatz	50	125	700	-	30	200	400	0	-	400	
Support		225	700	-	-	200	400	0	-		
Volumen		150	400	40	-	200	400	0,2	Streifen, 79°		312,5
Kontur		100	650	-	150	200	400	1	-		
Kontur- versatz	30	100	700	-	30	200	400	0,2	-	200, 300, 400,	
Überhang		100	450	40	-	200	400	0,2	Streifen	500	
Support		200	800	-	-	200	400	0,2	-		

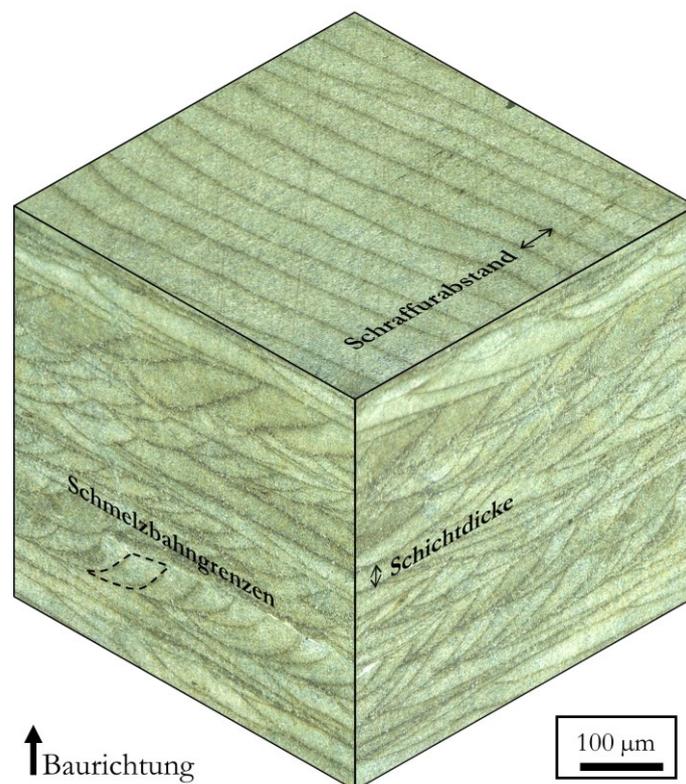
5.1.2 Struktur- und Gefügeanalyse

Wie die Ergebnisse der chemischen Analyse von Pulver und SLM-Proben in Tabelle 6 zeigen, verändert sich die chemische Zusammensetzung während des SLM-Prozesses nicht signifikant. Auch Verunreinigungen in Form der Gase Sauerstoff, Stickstoff und Wasserstoff gelangen durch die Schutzgasatmosphäre nicht ins Material.

Tabelle 6: Ergebnisse der chemischen Analyse von Pulver und SLM-Proben aus FeCrMoVC.

Elementgehalt in Massenanteil in %	Fe	Mo	Cr	V	C	O	N	H in ppm
Nom. Zusammensetzung	85	8	4	2	1	0	0	0
Exp. Zusammensetzung Pulver	85,09 ±0,15	7,94 ±0,02	4,03 ±0,01	2,00 ±0,01	0,98 ±0,02	0,04 ±0,00	0,0048 ±0,0003	5,5 ±0,4
Exp. Zusammensetzung SLM	85,03 ±0,26	7,97 ±0,03	4,02 ±0,01	2,01 ±0,01	0,99 ±0,02	0,014 ±0,001	0,0042 ±0,0008	7,1 ±0,5

Abbildung 24 zeigt eine isometrische Darstellung des Gefüges von FeCrMoVC. Es ist zu erkennen, dass das Gefüge durch den schichtweisen Aufbau im SLM-Prozess richtungsabhängig ist und von der Form der Schmelzbahnen bestimmt wird. Diese wird im Wesentlichen durch die Schichtdicke (Höhe der Schmelzbahn) und den Schraffurabstand (Breite der sichtbaren Schmelzbahn) beeinflusst. Für FeCrMoVC beträgt die Schmelzbahnüberlappung mindestens 50 %, sodass das gesamte Material doppelt umgeschmolzen wird. Die Wärmeeinflusszonen sind als dunkle Schmelzbahn­ränder zu erkennen. Durch Unebenheiten der Oberfläche variieren die Schmelzbahnen in Höhe und Breite. Die Pulverschichthöhe ändert sich in Abhängigkeit der Oberflächenrauheit und damit verändert sich die Schmelzbahnform. Dennoch ist keine Porosität zu erkennen, was auf einen stabilen Prozess mit ausreichend großem Prozessfenster hindeutet.

**Abbildung 24:** Isometrische lichtmikroskopische Aufnahme von FeCrMoVC (geätzt mit Adlerlösung).

Es wurden drei verschiedene Parametersätze mit unterschiedlichen Energieeinträgen (Tabelle 5) aufgrund der resultierenden hohen relativen Dichte ausgewählt und deren Auswirkungen auf Gefüge und Phasenzusammensetzung untersucht. In Abbildung 25 sind lichtmikroskopische Aufnahmen von Längsschliffen der drei unterschiedlichen SLM-Proben und vergleichend zum Schwerkraftguss (Induktionsofen, Abguss in eine Kupferkokille) als Referenz dargestellt [10, 204].

Die Schmelzbahnen sind in den Abbildungen 25a, b (Schichtdicke 50 μm) höher als in Abbildung 25c (Schichtdicke 30 μm). Zudem unterscheidet sich die Breite der Schmelzbahnen. Sie nimmt mit Abnahme des Schraffurabstands von a nach c ab. Bei allen drei Parametervariationen kommt es zur Ausbildung plattenförmigen Martensits, der sich epitaktisch wachsend über mehrere Schichten hinweg ausdehnt. Die Platten sind zwischen 0° und 45° zur Baurichtung ausgerichtet und damit in Richtung des Wärmeflusses. Dieser verläuft entgegen der Baurichtung in die darunterliegende Schicht oder am seitlichen Rand der Schmelze in Richtung der benachbarten Schmelzbahn in derselben Schicht.

Im Vergleich zum SK-Guss ist das SLM-Gefüge in allen Fällen stark verfeinert. In Abbildung 25d ist das Netzwerk komplexer Karbide im SK-Guss in schwarz zu erkennen. Sie sind umgeben von einer hellgrauen Matrix aus Restaustenit und Martensit. Im SLM-Gefüge sind die Karbide mit dem Lichtmikroskop nicht zu erkennen.

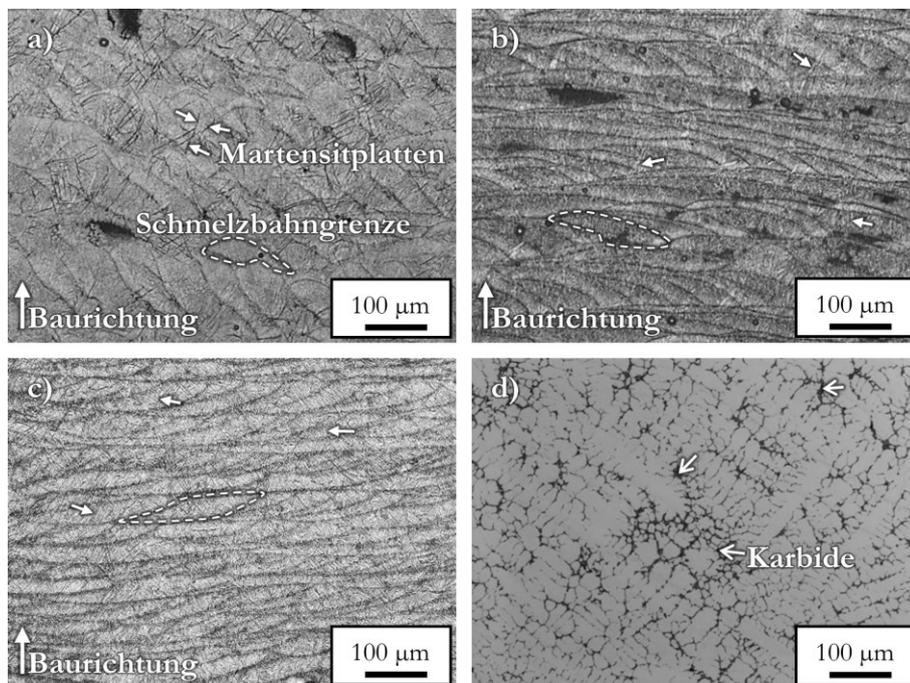


Abbildung 25: Lichtmikroskopische Aufnahmen von FeCrMoVC. Die SLM-Proben wurden mit Adlerlösung geätzt. a) SLM, $E_V = 89,3 \text{ J/mm}^3$, nach [212]; b) SLM, $E_V = 129,6 \text{ J/mm}^3$, nach [212]; c) SLM, $E_V = 312,5 \text{ J/mm}^3$, $T_{SP} = \text{RT}$, nach [215]; d) SK-Gussprobe geätzt mit Murakamilösung, nach [212].

Abbildung 26 zeigt REM-Aufnahmen der 3 Parametervariationen und des SK-Gusszustandes. In Abbildung 26a ist die Probe mit dem geringsten Energieeintrag zu sehen. Zwei herausgeätzte Martensitplatten sind sichtbar. Sie entstehen durch eine Umwandlung von Restaustenit in Martensit. Die untere ist quer durch eine Schmelzbahn umgewandelt. In der nächsten Schicht wurde sie zum Teil umgeschmolzen und in der neuen Schicht bildete sich eine weitere Martensitplatte, die von der Schmelzbahngrenze aus in die Schmelzbahn hinein umgewandelt ist. Ausgangspunkt für die Umwandlung bildete in diesem Fall der ältere Plattenmartensit. Die Umwandlung in Plattenmartensit endet, wie auch in den lichtmikroskopischen Aufnahmen zu erkennen, an den Schmelzbahngrenzen.

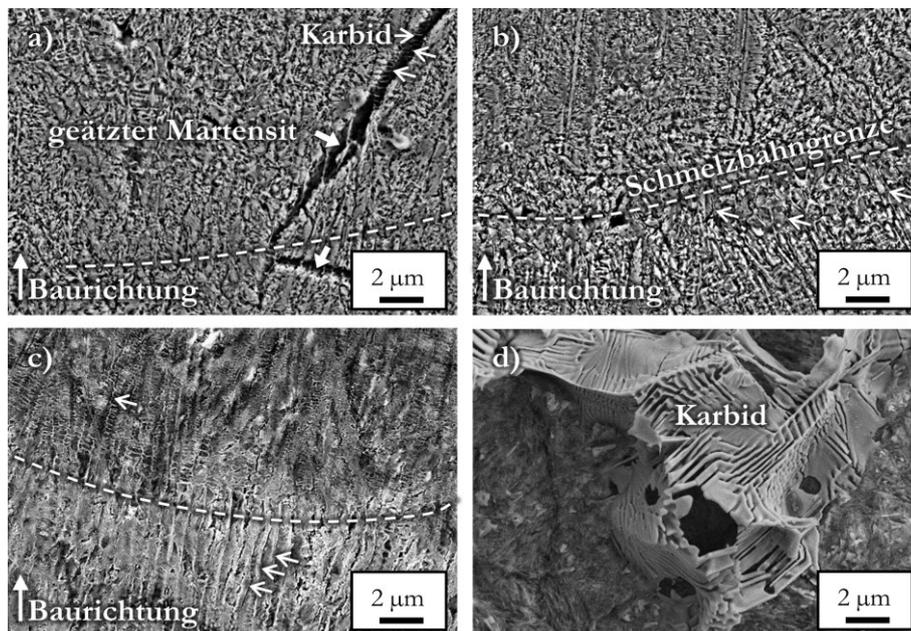


Abbildung 26: REM-SE-Aufnahmen von FeCrMoVC. Alle Proben wurden mit Tiefenätzung geätzt. a) SLM, $E = 89,3 \text{ J/mm}^3$, nach [212]; b) SLM, $E = 129,6 \text{ J/mm}^3$, nach [212]; c) SLM, $T_{SP} = RT$, $E = 312,5 \text{ J/mm}^3$, nach [215]; d) SK-Gussprobe, nach [215].

Das Gefüge ist bei allen drei Parametervariationen dendritisch, wobei die Dendriten in Baurichtung und damit in Richtung des Wärmefflusses ausgerichtet sind. Die Karbide sind als dünne weiße Linien zwischen den Dendriten erkennbar. Mit steigendem Energieeintrag (Abbildungen 26a bis c) nimmt die Häufigkeit von Querverbindungen zwischen den Karbiden zu. Ansonsten zeigen sich keine signifikanten Unterschiede zwischen den Parametervarianten. Im Bereich der Martensitplatten sind teilweise weniger bis keine Karbide zu finden.

Im SK-Guss (Abbildung 26d) bilden die Karbide ein Netzwerk, das sehr viel größer als im SLM-Zustand ist. Ursächlich hierfür ist die deutlich höhere Erstarrungsrate im SLM-Prozess im Vergleich zum SK-Guss. Die Erstarrungsrate im SK-Guss beträgt etwa 10-70 K/s [204]. Nach

Jacobi und Schwerdtfeger [114] kann die Erstarrungsrate im SLM-Prozess für die gegebenen Parameter über den Abstand der Primärdendritenarme abgeschätzt werden (Formel 2-8). Ein Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf den Primärdendritenarmabstand wurde in der Formel vernachlässigt [216]. Der Abstand der Primärdendritenarme beträgt im Mittel etwa $1\ \mu\text{m}$. Er unterscheidet sich nicht für die drei getesteten Parametervarianten oder unterschiedlichen Substrattemperaturen. Auch eine Positionsabhängigkeit im Probekörper ist nicht feststellbar. Es kann eine Erstarrungsrate für FeCrMoVC im SLM-Prozess in der Größenordnung von $10^5\ \text{K/s}$ abgeschätzt werden. Sie ist damit um vier Größenordnungen höher als im Referenzgusszustand.

Der Einfluss ausgewählter Substrattemperaturen (200, 300, 400, 500 °C) auf die Gefügemorphologie wurde anhand von Proben, die mit $312,5\ \text{J/mm}^3$ Energieeintrag gebaut wurden, überprüft. Nur mit diesem Parametersatz sind bei allen Temperaturen rissfreie Proben herstellbar. Wie Untersuchungen mittels REM gezeigt haben, hat eine Erhöhung der Substrattemperatur keinen signifikanten Einfluss auf die Gefügemorphologie. Die dendritische Struktur bleibt erhalten und auch die Abmessungen der Dendriten bleiben konstant. Folglich ändert sich die Erstarrungsrate bei den gewählten Substrattemperaturen nicht.

Die Wärmeeinflusszone an der Grenze der Schmelzbahnen weist Unterschiede in ihrer Morphologie im Vergleich zum Inneren der Schmelzbahn auf (Abbildung 27). Sie ist etwa $4\ \mu\text{m}$ dick und umgibt jede Schmelzbahn. In der WEZ ist der Abstand der Dendriten erhöht. Quer zur Baurichtung (Abbildungen 27a, b) sind die Karbide an den Grenzen der Dendriten zu erkennen. Innerhalb der WEZ ist ihr Abstand größer. Der Wärmeeintrag erhöht die Temperatur in der WEZ bis knapp unterhalb der Schmelztemperatur, sodass es zur Agglomeration der Primärkarbide unter Auflösung kleinerer Karbide kommt. Dadurch erhöht sich der Abstand der Karbide. In Baurichtung (Abbildungen 27c, d) ist zu erkennen, dass das Karbidwachstum eine Verringerung der Querverbindungen zwischen den Karbiden zur Folge hat. Die Ausrichtung der Karbide wird nicht beeinflusst und verbleibt in Richtung des Wärmeflusses.

Zusammengefasst wiederholt sich das typische, in Baurichtung ausgerichtete, dendritische Gefüge in jeder Schmelzbahn. Das Gefüge ist aus Schmelzbahnen zusammengesetzt, die von vergrößerten WEZ-Bereichen getrennt werden.

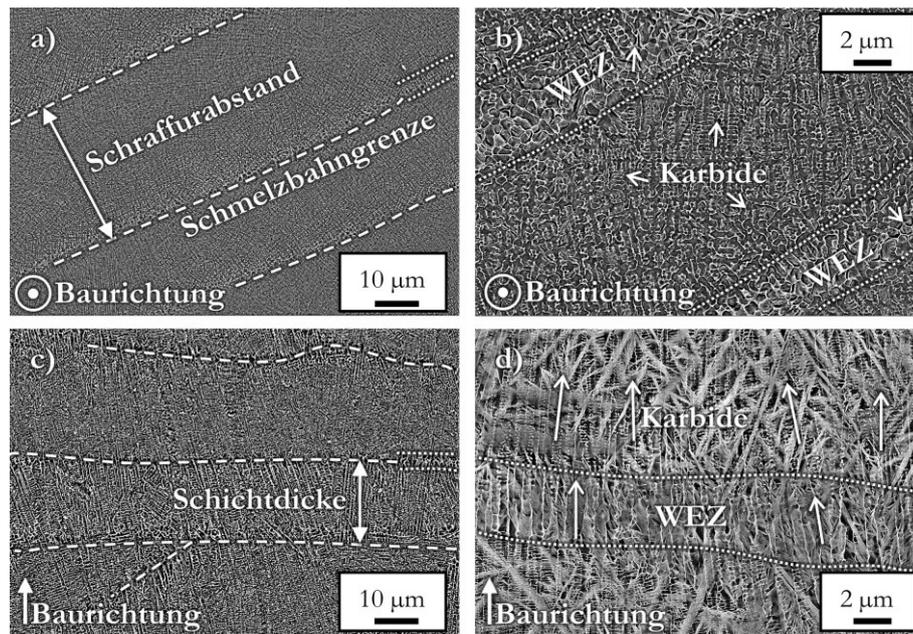


Abbildung 27: REM-SE-Aufnahmen von FeCrMoVC. Der Vergleich der Aufnahmen, quer zur Baurichtung (a, b), mit den Aufnahmen, längs zur Baurichtung (c, d), zeigt die starke Ausrichtung des Gefüges.

Die Verfeinerung des Gefüges im Vergleich zum SK-Guss hat eine homogenere Verteilung der Legierungselemente zur Folge, was in den EDX-Mappings in Abbildung 28 sehr gut zu erkennen ist. Der anteilig größte Karbidbildner Molybdän tritt im SK-Gusszustand als komplexes Karbid vom Typ M_2C mit $M = Mo, V, Cr$ auf [204]. Auch in der SLM-Probe wird Molybdän hauptsächlich zwischen den Dendriten und damit in Form von Karbiden gefunden. Vanadium kann sowohl als komplexes Karbid vom Typ M_2C als auch als MC Typ auftreten. Es wurde sowohl im SK-Guss als auch im SLM-Zustand im Bereich der Karbide detektiert. Chrom liegt im SK-Gusszustand sowohl in den Karbiden als auch in der Matrix vor. Die Chromverteilung im SLM-Zustand zeigt ebenfalls eine homogene Verteilung.

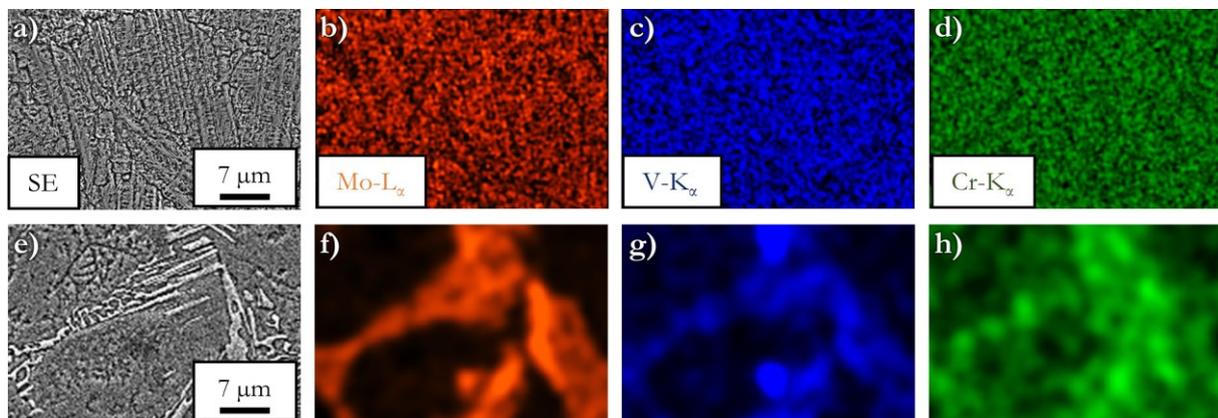


Abbildung 28: EDX-Mappings von FeCrMoVC mit SLM verarbeitet (a-d) und im SK-Gusszustand (e-h) nach [212].

Mit EBSD wurde die Verteilung der Phasen untersucht (Abbildung 29). Es kann kein signifikanter Unterschied in der Phasenverteilung zwischen den drei Parametervarianten festgestellt werden. Die plattenförmige Phase ist martensitisch. Innerhalb der Dendriten liegen Martensit und Restaustenit nebeneinander vor, wobei ein gehäuftes Auftreten von Austenit neben den Karbiden beobachtbar ist. Mo_2C Karbide konnten anhand ihres Beugungsbildes identifiziert werden. Karbide vom Typ VC können nicht vom Restaustenit unterschieden werden, da beide in kfz-Struktur vorkommen. Die Qualität der Beugungsbilder und das häufige Auftreten von Dopplungen in den Beugungsbildern deuten auf eine gestörte Kristallstruktur und Korngrößen von unter 200 nm hin.

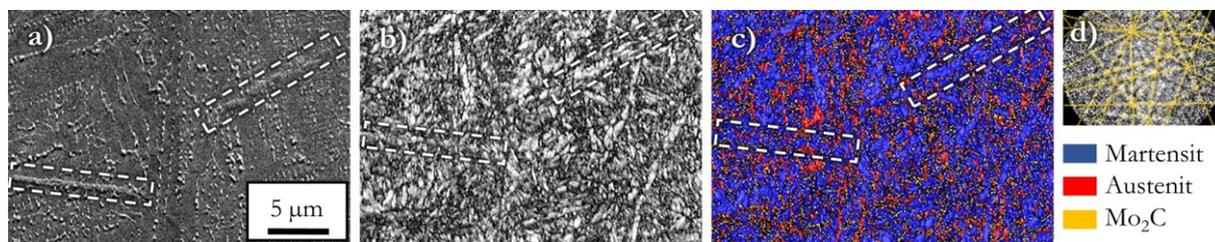


Abbildung 29: a) REM-SE-Aufnahme von FeCrMoVC; b) Bandkontrast; c) Phasenverteilung, die markierten Bereiche sind Martensitplatten; d) Beugungsbild von Mo_2C Karbiden (nach [212]).

Die Ergebnisse der röntgenographischen Untersuchung zeigen eine deutliche Texturierung der SLM-Proben (Abbildung 30). Eine starke Anisotropie des Gefüges zeigt sich bereits durch die ausgerichtete dendritische Gefügestruktur. Hinzu kommt eine ausgeprägte Kristallvorzugsorientierung der Phasen Martensit und Restaustenit. Diese verstärkt sich mit steigendem Energieeintrag. Besonders deutlich ist dies am Wachstum des (200)-Reflexes des Austenits von der $89,3 \text{ J/mm}^3$ zur $129,6 \text{ J/mm}^3$ Probe erkennbar. Eine verstärkte Texturierung mit steigendem Energieeintrag wurde ebenfalls an 316L Stahl beobachtet [139]. Die Substratplattenheizung wirkt der Texturierung entgegen. Bei der $312,5 \text{ J/mm}^3$ Probe, die ohne Substratplattenheizung hergestellt wurde, ist eine stärkere Texturierung als bei der $312,5 \text{ J/mm}^3$ Probe, welche mit 400 °C Substratplattentemperatur gebaut wurde, erkennbar. Außerdem sind die Reflexe des Austenits und Martensits aller SLM-Proben im Vergleich zum SK-Guss verbreitert, was auf erhöhte Spannungen im Gitter schließen lässt. Besonders ausgeprägt ist die Verbreiterung bei der $312,5 \text{ J/mm}^3$ Probe, die ohne Substratplattenheizung gebaut wurde, was darauf hindeutet, dass die Substratplattenheizung eine Verringerung der Gitterspannungen bewirken kann.

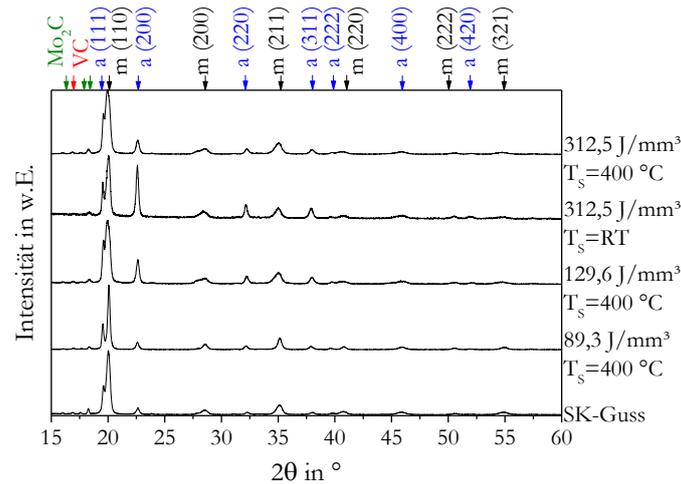


Abbildung 30: Röntgendiffraktogramme von vier SLM-Parametervariationen und vom SK-Gusszustand. Die Hauptreflexe sind induziert.

Die quantitative Phasenanalyse wurde unter Anwendung des Rietveld-Verfahrens durchgeführt [200]. In Tabelle 7 sind die Phasenanteile und Kristallstrukturdaten zusammengefasst. Da die Proben ein sehr kleines Volumen haben, können die ermittelten Phasenanteile im gesamten Bauteil leicht abweichen. Mehrere Messungen an der gleichen Probe haben Schwankungen um maximal 5 % bei den gemessenen Karbidanteilen gezeigt.

Der Austenit wurde auf Grundlage der Strukturdaten von Ridley *et al.* [217] induziert. Die Gitterparameter des Austenits in den SLM-Proben ($89,3 \text{ J/mm}^3$, $312,5 \text{ J/mm}^3$) sind größer oder gleich groß im Vergleich zum Literaturwert von reinem Austenit ($a = 0,3618 \text{ nm}$) [217], was auf eine erhöhte Einlagerung von Legierungselementen schließen lässt. Dagegen ist der Gitterparameter des Austenits im SK-Guss kleiner als der aus der Literatur bekannte Wert, was auf eine verringerte Einlagerung von Legierungselementen hindeutet, da bis auf C alle zulegierten Elemente (Cr, Mo, V) einen größeren Atomradius als Fe haben [218, 219].

Der Martensit wurde nach den Strukturdaten von Kohlhaas *et al.* [220] induziert. Im Vergleich zu reinem α -Fe ($a = 0,28664 \text{ nm}$) [221] sind die Gitterparameter aller SLM-Proben und der SK-Gussprobe größer (Tabelle 7). Dies deutet auf eine Einlagerung von Legierungselementen im Martensit hin. Die meisten Legierungselemente sind demnach in den SLM-Proben $312,5$ und $126,6 \text{ J/mm}^3$ eingelagert.

Der Gehalt an eingelagertem Kohlenstoff im Martensit und Austenit lässt sich nach Cheng *et al.* [219] anhand der Gitterparameter abschätzen. Aufgrund der weiteren Legierungselemente treten Gitterverzerrungen auch durch Substitution auf. Es kann daher nur eine ungefähre Abschätzung über die tatsächlich eingelagerte Elementmenge stattfinden. Demnach sind im Austenit im SK-

Gusszustand 1 %, bei der 89,3 J/mm³ SLM-Probe 1,6 % und 1,4 % bei der 126,9 J/mm³ SLM-Probe gelöst. Bei einem konstanten Energieeintrag von 312,5 J/mm³ sind bei 400 °C Substrattemperatur 1,37 % und bei RT 1,6 % Legierungselemente gelöst. Damit liegt der Elementgehalt beim SK-Guss, der 129,6 J/mm³ SLM-Probe und der 312,5 J/mm³, 400 °C SLM-Probe in einem Bereich, in dem der Austenit optimale mechanische Stabilität zeigt (0,9-1,4 %) [222], was für eine hohe Effektivität des TRIP-Effekts notwendig ist [223, 224].

Tabelle 7: Kristallstrukturdaten und Phasenanteile von FeCrMoVC mit SLM verarbeitet und im Vergleich zum SK-Gusszustand.

Probe	Phase	Raumgruppe	a in nm	b in nm	c in nm	V in nm ³	Phasenanteil in Massenanteil in %
SLM [212] E=89,3 J/mm ³ T _{SP} =400 °C	Fe	<i>Im-3m</i>	0,287861(7)			0,023853(2)	64
	Fe _{0,94} C _{0,06}	<i>Fm-3m</i>	0,36244(2)			0,04761(1)	28
	VC	<i>Fm-3m</i>	0,4173(1)			0,07268(7)	5
	Mo ₂ C	<i>Pbcn</i>	0,4632(3)	0,5899(5)	0,5068(4)	0,1385(3)	3
SLM E=129,6 J/mm ³ T _{SP} =400 °C	Fe	<i>Im-3m</i>	0,28917(12)			0,02418(3)	54
	Fe _{0,94} C _{0,06}	<i>Fm-3m</i>	0,36183(10)			0,04737(4)	41
	VC	<i>Fm-3m</i>	0,4173(3)			0,0727(2)	3
	Mo ₂ C	<i>Pbcn</i>	0,4600(8)	0,5895(12)	0,5061(12)	0,1373(8)	2
SLM [215] E=312,5 J/mm ³ T _{SP} =RT	Fe	<i>Im-3m</i>	0,28937(12)			0,02323(3)	73
	Fe _{0,94} C _{0,06}	<i>Fm-3m</i>	0,36242(12)			0,04760(5)	15
	VC	<i>Fm-3m</i>	0,4162(6)			0,0721(3)	6
	Mo ₂ C	<i>Pbcn</i>	0,462(2)	0,584(2)	0,513(2)	0,1384(16)	6
SLM E=312,5 J/m ³ T _{SP} =400 °C	Fe	<i>Im-3m</i>	0,28874(10)			0,02407(3)	59
	Fe	<i>Im-3m</i>	0,2919(3)			0,02488(7)	6
	Fe _{0,94} C _{0,06}	<i>Fm-3m</i>	0,36186(9)			0,04738(3)	29
	VC	<i>Fm-3m</i>	0,4182(2)			0,07312(9)	4
	Mo ₂ C	<i>Pbcn</i>	0,4633(3)	0,5912(4)	0,5075(5)	0,1390(3)	2
SK-Guss [204]	Fe	<i>Im-3m</i>	0,28833(4)			0,02397(1)	71
	Fe _{0,94} C _{0,06}	<i>Fm-3m</i>	0,3607(1)			0,04693(4)	24
	VC	<i>Fm-3m</i>	0,4167(6)			0,07235(3)	2
	Mo ₂ C	<i>Pbcn</i>	0,4639(7)	0,5899(11)	0,5074(10)	0,1389(7)	3

Der Kohlenstoffgehalt im Martensit nimmt mit steigendem Volumenenergieeintrag zu. Er steigt bei den SLM-Proben von 0,1 % (89,3 J/mm³) über 0,21 % (126,9 J/mm³) bis auf 0,23 % (312,5 J/mm³, RT) an. Der Martensit in der SK-Gussprobe hat 0,14 % Legierungselemente eingelagert. Im Fall der 312,5 J/mm³, 400 °C Probe konnte eine Verfeinerung nur mit Hilfe einer zweiten Martensitphase erreicht werden, sodass kein eindeutiger Gitterparameter festgelegt werden konnte.

Bei allen Proben zeigen sich Reflexe, die den Strukturtypen der Karbide Mo₂C und VC zugeordnet werden können. Die Gitterparameter von VC weichen geringfügig von der publizierten Referenz ab [225]. Es ist daher von einem Mischkarbid des Typs MC (M = V, Mo, Cr) mit Vanadium als Hauptelement auszugehen. Die Gitterparameter von Mo₂C lassen ebenfalls auf ein Mischkarbid schließen. Bei allen Proben sind die Gitterparameter kleiner als bei reinem Mo₂C [226]. Dies deutet auf ein Mischkarbid vom Typ M₂C mit M = Mo, V, Cr hin, da die Atomdurchmesser von V, Cr kleiner als der von Mo sind und sich damit nach Vegards-Gesetz auch der Gitterparameter des Mischkarbids verkleinert [227].

Die Substrattemperatur hat Einfluss auf den Martensit- und Restaustenitanteil (Abbildung 31). Mit steigender Substrattemperatur von 25 °C auf 200 °C und einem konstanten Energieeintrag von 312,5 J/mm³ nimmt das Martensit zu Austenit Verhältnis stark ab und steigt dann bis 500 °C wieder an. Bei 500 °C Substrattemperatur und Druckluftabkühlung tritt der höchste Martensitgehalt auf. Der erhöhte Gehalt an Martensit bei Verarbeitung ohne Substratplattenheizung dürfte maßgeblich auf eine eigenspannungsinduzierte Umwandlung von Restaustenit in Martensit zurückzuführen sein. Eine durch Eigenspannungen induzierte Austenit-Martensit-Phasentransformation wurde bereits bei additiv verarbeitetem H13 Stahl beobachtet [86]. Die eigenspannungsreduzierende Wirkung von erhöhter Substrattemperatur verringert die spannungsinduzierte Phasenumwandlung und reduziert dadurch zunächst das Martensit-Austenit Verhältnis. Mit zunehmender Substrattemperatur (ab 400 °C) tritt dann eine in-situ Anlassbehandlung auf. Thermisch induziert wird dabei Kohlenstoff aus dem Austenit ausgeschieden, wodurch die Martensitstarttemperatur steigt und der Austenit in Martensit umwandeln kann. Dies deckt sich mit der Beobachtung, dass bei gleichem Energieeintrag mit steigender Substrattemperatur ein geringerer Elementgehalt im Austenit mittels XRD feststellbar ist. Die Temperatur der Proben übersteigt die der Substratplatte, da ein zusätzlicher Energieeintrag durch den Laser erfolgt. Ein Anlasseffekt ist daher schon bei geringen Substrattemperaturen beobachtbar. Der besonders hohe Martensitgehalt bei der Druckluftabkühlung wird durch eine Lufthärtung, die an die in-situ Anlassbehandlung nachgeschaltet ist, hervorgerufen.

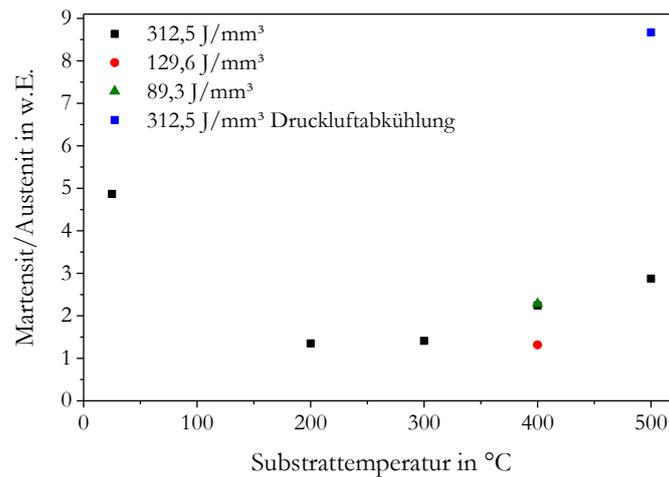


Abbildung 31: Das Masseverhältnis von Martensit zu Austenit in Abhängigkeit der Substrattemperatur.

Abbildung 32a zeigt die Ergebnisse der DSC-Messung an FeCrMoVC. Bis 600 °C finden keine Phasenumwandlungen statt. Ein langgezogener exothermer Peak deutet auf den Abbau interner Spannungen hin. Ab 620 °C beginnt sich der Martensit in Ferrit umzuwandeln. Bei 730 °C ist die Umwandlung abgeschlossen. Zwischen 750 °C und 780 °C wandelt sich der Ferrit in Austenit um. Die Matrix ist nun vollständig austenitisch. Bis 780 °C lassen sich keine Unterschiede bei den Phasenumwandlungen im Vergleich zu dem von Schlieter *et al.* [203] veröffentlichten thermischen Verhalten im SK-Gusszustand feststellen. Im SK-Gusszustand treten bis 1200 °C keine Peaks mehr auf. Bei der SLM-Probe gibt es einen weiteren Peak bei 860 °C. Hier scheiden Sekundärkarbide aus, was anhand einer Probe, die bis 900 °C erhitzt wurde, festgestellt werden konnte (Abbildung 32b). Das ursprüngliche Karbidnetzwerk bleibt erhalten. Ein weiterer Peak ist bei 1050 °C festzustellen. Anhand einer weiteren Probe, die bis auf 1200 °C erhitzt und untersucht wurde, kann dieser Peak der Auflösung des ursprünglichen Karbidnetzwerkes, dem weiteren Wachstum der Karbide und dem Kornwachstum zugeordnet werden (Abbildung 32c). Im Vergleich zum SK-Guss ist die Matrix im SLM-Zustand deutlich stärker übersättigt und die Korngröße kleiner, sodass die Ausscheidung von Sekundärkarbiden und das Kornwachstum zu stärkeren exothermen Signalen führen. Sowohl bei der SK-Guss- als auch der SLM-Probe liegt die Solidustemperatur bei 1220 °C. Die Umwandlung des Austenits in α -Fe ist durch die Überlagerung mit dem Schmelzpeak nicht erkennbar.

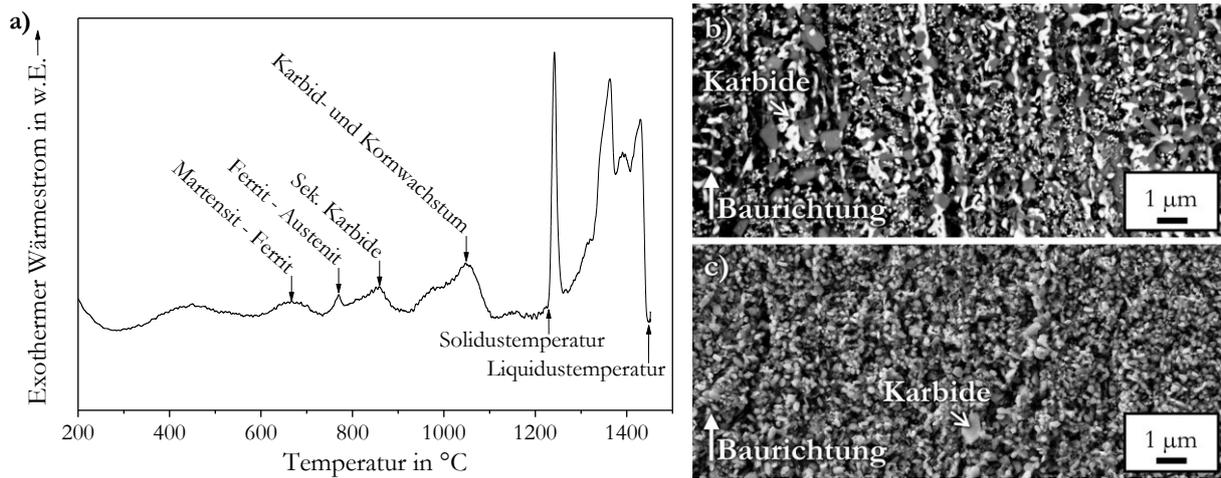


Abbildung 32: a) DSC-Kurve (Aufheizung) von FeCrMoVC; b) REM-BSE-Aufnahme einer bis 900 °C erhitzen Probe; c) REM-SE-Aufnahme einer bis 1200 °C erhitzen Probe.

5.1.3 Werkstoffmechanisches Verhalten

Der SLM-Prozess erlaubt es, durch gezielte Variation der Prozessparameter das Gefüge und damit die mechanischen Eigenschaften zu beeinflussen. Die Härte hängt von den SLM-Prozessparametern, die sich im Energieeintrag zusammenfassen lassen, und von der Substrattemperatur ab (Tabelle 8). Der hohe Anteil an Karbiden, ihre feine und homogene Verteilung und der Martensit bestimmen die hohe Härte der SLM-Proben. Über Parametervariation und Substrattemperatur lässt sich die Härte der SLM-Proben zwischen $60,2 \pm 1$ HRC und $68,9 \pm 0,5$ HRC einstellen (Abbildung 33). Im SK-Gusszustand hat FeCrMoVC eine Härte von $59 \pm 0,5$ HRC [204].

Tabelle 8: Makro- und Mikrohärtigkeit von FeCrMoVC-Proben mit verschiedenen SLM-Parametern hergestellt im Vergleich zum SK-Gusszustand [204, 212, 215].

Probe	Makrohärte in HRC	Mikrohärte in HV 0,1
89,3 J/mm ³	64,8±0,4	883±25
129,6 J/mm ³	66,3±0,4	900±12
312,5 J/mm ³	62,9±1,7	777±10
SK-Guss	59±0,5	743±12

Bei einer konstanten Substrattemperatur von 400 °C steigt die Härte mit steigendem Energieeintrag an. Ein direkter Zusammenhang mit dem Martensitgehalt kann nicht festgestellt werden. Es ist bekannt, dass die Härte von Martensit mit dem gelösten Kohlenstoffanteil ansteigt [228]. Der Kohlenstoffanteil im Martensit steigt mit dem Energieeintrag und somit erhöht sich die Härte.

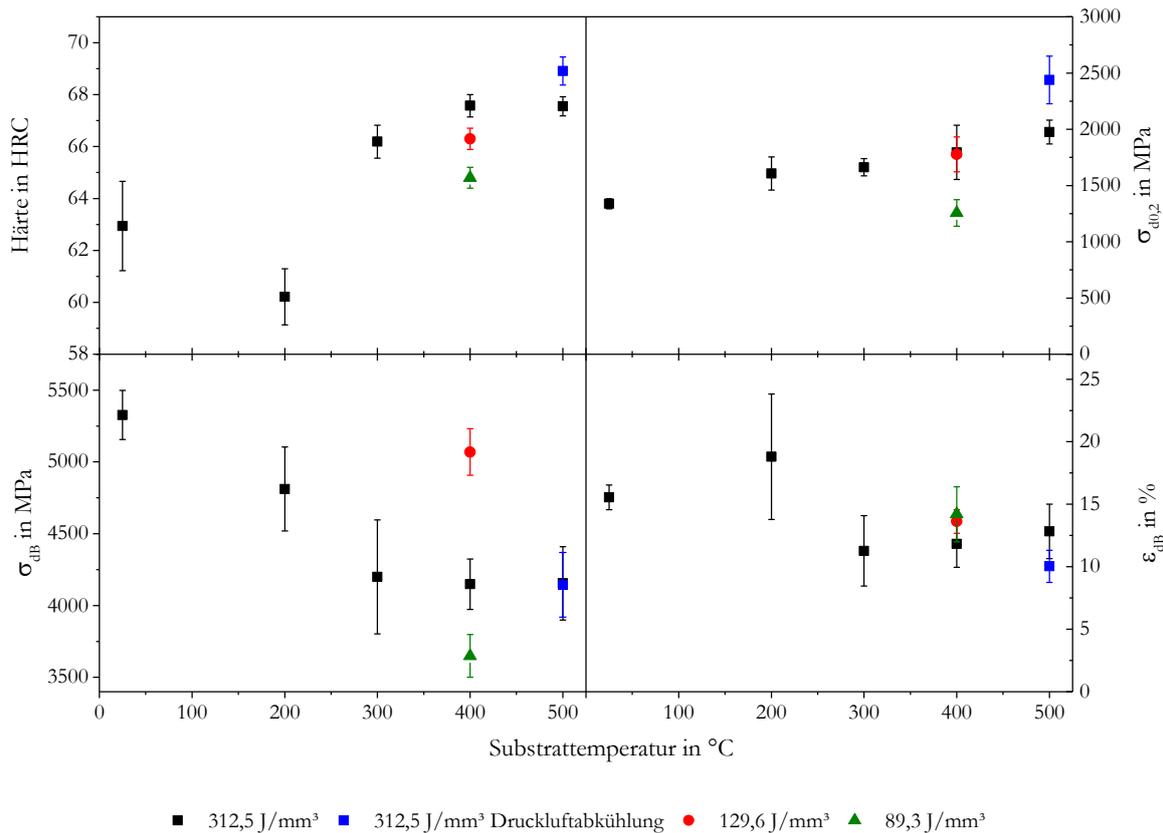


Abbildung 33: Die mechanischen Eigenschaften Härte, technische Stauchgrenze $\sigma_{d0,2}$, technische Druckfestigkeit σ_{dB} und technische Bruchstauchung ϵ_{dB} in Abhängigkeit der Substrattemperatur.

Mit zunehmender Substrattemperatur steigt die Härte nach einem Minimum bei 200 °C an (Abbildung 33). Die höchste Härte lässt sich durch eine hohe Substrattemperatur von 500 °C, einen hohen Energieeintrag von 312,5 J/mm³ und einer schnellen Abkühlung der Probe mittels Druckluft erreichen. Zum Teil ist die Härtesteigerung auf einen Anstieg des Martensitgehalts zurückzuführen. Der Härtesprung von 200 °C bis 300 °C lässt sich nicht über den Martensit- oder Karbidgehalt in den Proben erklären, da sich diese nicht signifikant unterscheiden. Wahrscheinlich ist, dass bei 200 °C Substrattemperatur und dem zusätzlichen Energieeintrag durch den Laser, die Proben nicht bis zum Sekundärhärtemaximum erwärmt werden und somit die in-situ Anlassbehandlung erst ab 300 °C eine härtesteigernde Wirkung hat.

Für einen potenziellen Einsatz als Werkzeug ist die Warmhärte ein wichtiges Kriterium. Sie beeinflusst u. a. den Verschleiß an thermisch belasteten Schneidkanten. Der Verlauf der Härte in Abhängigkeit der Prüftemperatur ist in Abbildung 34 dargestellt. Bis 600 °C finden keine Phasenumwandlungen statt und die Härte sinkt kontinuierlich. Ab 620 °C wandelt sich der Martensit in Ferrit um, was sich in einem deutlichen Abfall der Härte bemerkbar macht. Eine Einsatztemperatur von 600 °C sollte folglich nicht überschritten werden. Der Härteabfall mit

steigender Einsatztemperatur entspricht dem typischen Verlauf von Schnellarbeitsstählen und deckt sich mit dem Verlauf eines M10 Schnellarbeitsstahls [120], welcher eine fast identische Legierungszusammensetzung hat.

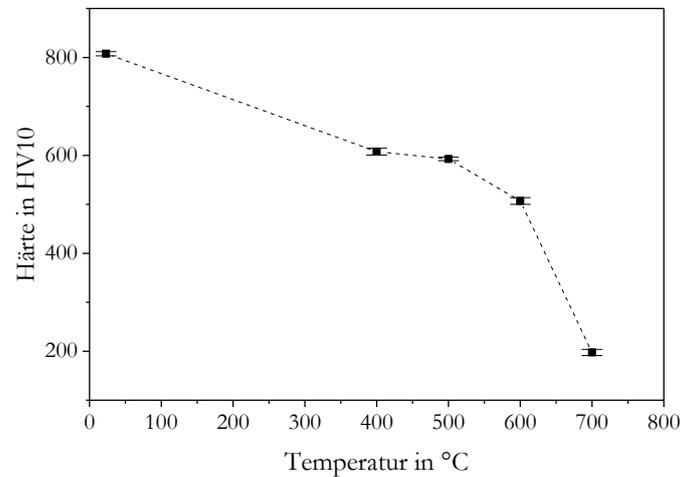


Abbildung 34: Härte von FeCrMoVC bei Temperaturen zwischen 25 und 700 °C.

Abbildung 35 zeigt das Spannungs-Stauchungs-Diagramm von FeCrMoVC im SLM- und SK-Gusszustand sowie den Martensitgehalt in Abhängigkeit von der Stauchung. Tabelle 9 fasst die mechanischen Kennwerte aus dem Druckversuch zusammen. Zunächst zeigen sich deutliche Unterschiede in den Kurvenverläufen der vier unterschiedlich hergestellten Zustände und damit eine signifikante Abhängigkeit des mechanischen Verhaltens unter Druckbelastung vom Herstellungsprozess. Im SK-Gusszustand wird eine größere Bruchstauchung im Vergleich zu den SLM-Proben erreicht. Ursächlich hierfür sind die hohen Eigenspannungen in den SLM-Proben. Dagegen ist die Druckfestigkeit im SK-Guss im Vergleich zu allen SLM-Proben geringer. Die starke Verfeinerung des Gefüges durch den SLM-Prozess, die homogenere Verteilung der Karbide und die stärkere Übersättigung von Martensit und Austenit sorgen für eine höhere Festigkeit durch Kornfeinung, Ausscheidungshärtung und Mischkristallverfestigung.

Im SK-Gusszustand und bei den 129,6 J/mm³ SLM-Proben ist eine ähnliche Stauchgrenze feststellbar. Die SLM-Proben, die mit 89,3 J/mm³ Volumenenergieeintrag hergestellt wurden, haben eine deutlich geringere Druckfestigkeit und Stauchgrenze im Vergleich zu den übrigen SLM-Proben. Sie wurden daher nicht weiter untersucht. Der Restaustenit in den 312,5 J/mm³ und 129,6 J/mm³ Proben wandelt sich unter Belastung in Martensit um und sorgt damit für eine starke Verfestigung. Für FeCrMoVC im SK-Gusszustand wurde der TRIP-Effekt bereits von Hufenbach [207] beschrieben.

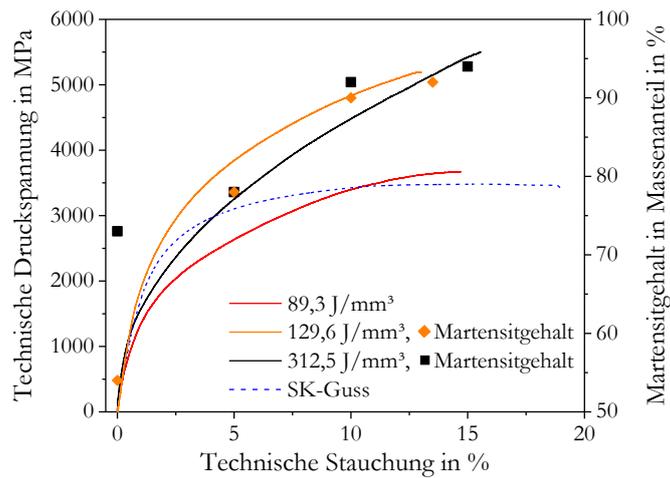


Abbildung 35: Technische Druckspannung und Martensitgehalt von FeCrMoVC in Abhängigkeit von der technischen Stauchung (nach [204, 212, 215]).

Tabelle 9: Die mechanischen Kennwerte technische Stauchgrenze $\sigma_{d0,2}$, Druckfestigkeit σ_{dB} und Bruchstauchung ϵ_{dB} von FeCrMoVC in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses (nach [204, 212, 215]).

Probe	$\sigma_{d0,2}$ in MPa	σ_{dB} in MPa	ϵ_{dB} in %
89,3 J/mm ³	1256,3±118,3	3649,3±149,3	14,2±2,2
129,6 J/mm ³	1777,8±155,0	5069,4±162,0	13,6±0,9
312,5 J/mm ³	1337,5±43,7	5326,7±170,9	15,6±1,0
SK-Guss	1942±38	3536±143	17±1

Das werkstoffmechanische Verhalten von FeCrMoVC kann über die Substrattemperatur gezielt beeinflusst werden. Abbildung 33 zeigt die Stauchgrenze, Druckfestigkeit und Bruchstauchung in Abhängigkeit von der Substrattemperatur. Die Stauchgrenze steigt mit Erhöhung der Substrattemperatur. Dies ist auf eine Zunahme des Martensitgehaltes zurückzuführen. Beim SK-Gusszustand ist eine Steigerung der Streck- und Stauchgrenze mit steigendem Martensitgehalt bekannt [204]. Besonders stark steigt die Stauchgrenze bei 500 °C Substrattemperatur und Druckluftabkühlung an, da hier der höchste Martensitgehalt vorliegt. Neben dem Martensitgehalt spielt auch die stärkere Übersättigung des Martensits mit Kohlenstoff bzw. Legierungselementen eine Rolle.

Die Druckfestigkeit sinkt mit steigender Substrattemperatur ab. Dieses Verhalten ist ebenfalls auf den steigenden Martensitgehalt und den damit verbundenen geringeren Restaustenitgehalt zurückzuführen. Bei einem geringeren Restaustenitgehalt verringert sich die Festigkeitssteigerung durch den TRIP-Effekt, was sich auch anhand einer sinkenden Verfestigung ($\sigma_{dB}-\sigma_{d0,2}$) zeigt.

Die Bruchstauchung ist von der Substrattemperatur nicht signifikant beeinflusst. Eine Ausnahme bildet die Substrattemperatur von 200 °C. Hier ist die Bruchstauchung und damit die Duktilität am größten, was sich mit einem Minimum in der Härte deckt. Schlussfolgernd bedeutet dies, dass

die Legierung bei 200 °C Substrattemperatur die geringste Verzugs- und Rissneigung hat. Die Kombination aus hoher Duktilität sowie geringer Härte und Stauchgrenze erlaubt es, Eigenspannungen durch Mikroverformung abzubauen.

Unter Druckbeanspruchung versagen die SK-Guss-Proben nach plastischer Verformung durch Gleitbruch in Richtung der maximalen Schubspannung (45°). Im Versagensverhalten gibt es nur geringfügige Unterschiede zwischen SK-Guss und SLM-Proben. Bei den SK-Gussproben kommt es häufig zu reinen Gleitbrüchen. Dagegen steckt in den SLM-Proben, aufgrund der höheren aufbrachten Kraft, so viel Verformungsarbeit, dass diese zusätzlich zum Gleitbruch splinternd mit einem Spaltbruchanteil brechen. Die Abbildungen 36a, b zeigen Bruchflächen von SLM-Druckproben. Unter 45° zur Belastungsrichtung zeigen sich Scherwaben, die typisch für einen Gleitbruch sind. Die Energiefreisetzung ist zum Zeitpunkt des Bruchs so hoch, dass es zum lokalen Aufschmelzen der Bruchfläche kommt. Abweichend von 45° zur Belastungsrichtung lassen sich keine Gleitbruchflächen und keine Scherwaben finden. Es zeigt sich die typische Oberfläche eines transkristallinen Sprödbruchs. Die dendritische Struktur des Gefüges ist häufig gut zu erkennen, wobei die Dendriten meist unbeschädigt bleiben. Folglich verläuft der Bruch entlang der Oberfläche der Dendriten, also entlang der spröden Karbide.

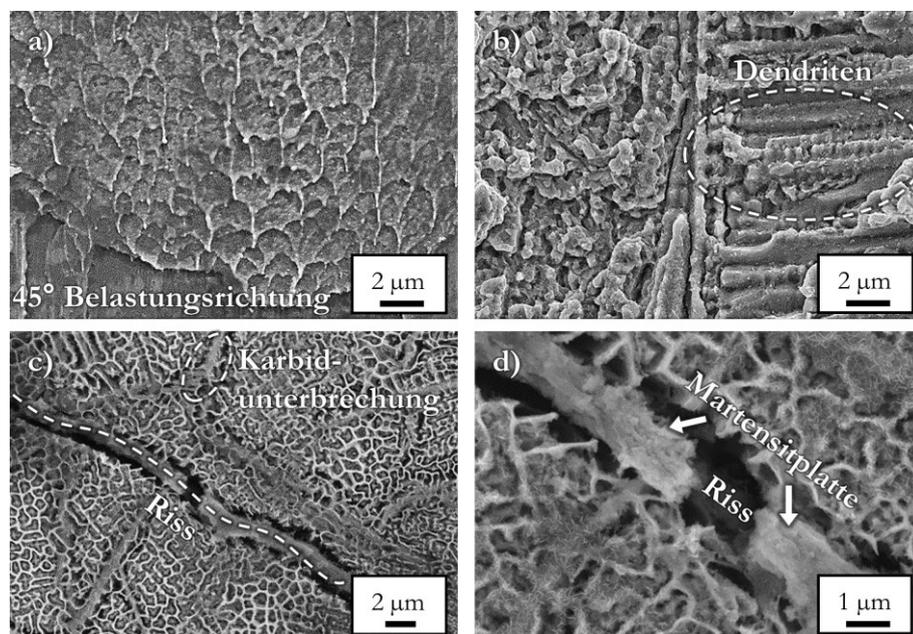


Abbildung 36: REM-SE-Aufnahmen von a, b) Bruchflächen von geprüften Druckproben aus FeCrMoVC (SLM); c, d) Rissverlauf in einem Querschliff einer Druckprobe, die bei 15 % Stauchung gestoppt wurde.

Untersuchungen anhand von belasteten und gestoppten Druckproben zeigen, dass die Risse bevorzugt entlang der Martensitplatten verlaufen (Abbildungen 36c, d). Wenn die Martensitplatten eine gewisse Dicke überschreiten, unterbrechen sie die Durchgängigkeit des Karbidnetzwerkes (markiert in Abbildung 36c). Das Karbidnetzwerk wirkt wie die verstärkende Phase in einem Kompositwerkstoff und hat eine stützende Wirkung unter Druckbelastung [10]. Die Risseinleitung erfolgt in den häufigsten Fällen an der Oberfläche der Druckproben oder im Inneren der Proben an Poren und Baufehlern. Entlang der spröden Phasen (Karbide und Martensit) breiten sich die Risse aus. Bei Unterbrechung des Karbidfilms an den Dendritengrenzen durch Martensitplatten verläuft der Riss entlang dieser.

Unter Zugbelastung zeigt sich keine Festigkeitssteigerung durch den SLM-Prozess gegenüber dem SK-Gusszustand (Abbildung 37). Die SLM-Proben versagen ohne plastische Verformung bei geringen Dehnungen zwischen 0,3 und 0,5 %.

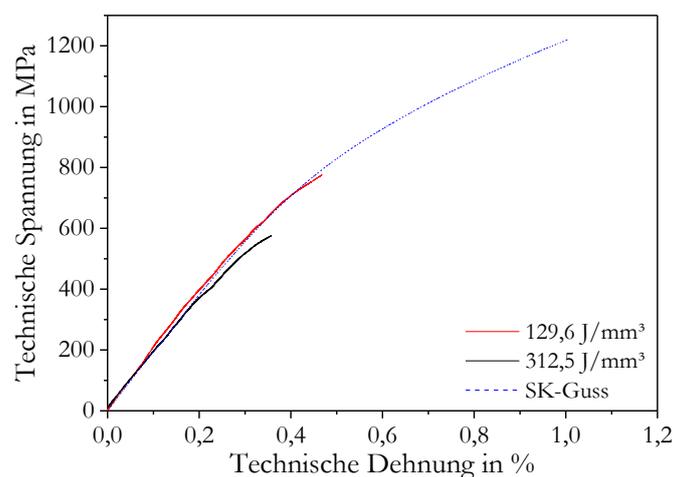


Abbildung 37: Technische Spannung in Abhängigkeit von der technischen Dehnung für FeCrMoVC mit SLM verarbeitet und im SK-Gusszustand [204].

Tabelle 10: Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A von FeCrMoVC mit SLM verarbeitet und im SK-Gusszustand aus dem quasistatischen Zugversuch.

Probe	R_m in MPa	A in %
129,6 J/mm ³	696±152	0,5±0,1
312,5 J/mm ³	509±69	0,3±0,1
SK-Guss	1184±69	0,9±0,1

Eine Variation der SLM-Parameter und der Substrattemperatur hat keinen signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften unter Zugbelastung, da die Restporosität der maßgeblich bestimmende Faktor ist. Die verminderte Festigkeit und Duktilität im Vergleich zum SK-Guss hat mehrere Ursachen: So sind die SLM gefertigten Proben durchgehend deutlich härter als die

SK-Gussproben und daher auch spröder. Hinzu kommt ein hohes Maß an Eigenspannungen, die bereits unter Druckbelastung die Duktilität herabgesetzt haben und sich auch unter Zugbelastung auswirken. Die Analyse der Bruchflächen (Abbildung 38) hat ergeben, dass in den SLM-Proben große Poren durch Delaminations- oder Beschichtungsfehler auftreten. Sie haben eine sehr geringe Ausdehnung in Baurichtung und eine große Ausdehnung von bis zu 500 μm innerhalb einer Schicht und verringern damit den Querschnitt. Diese Art von Porosität ist besonders schwer zerstörungsfrei diagnostizierbar. Aufgrund des geringen Volumens der Poren lassen sie sich kaum durch Dichtemessungen erkennen und bildgebende Verfahren wie z. B. die Computertomographie scheitern an der geringen Höhe dieser Porenart in Baurichtung, da sie üblicherweise unterhalb der Auslösungsgrenze gängiger Geräte liegt. In der industriellen Fertigung sind inzwischen Verfahren etabliert, welche im Bauprozess jede Schicht auf Fehlstellen untersuchen und insbesondere diese Porenart aufgrund ihrer großen flächigen Abmessungen innerhalb der Schicht zuverlässig erkennen und reparieren können.

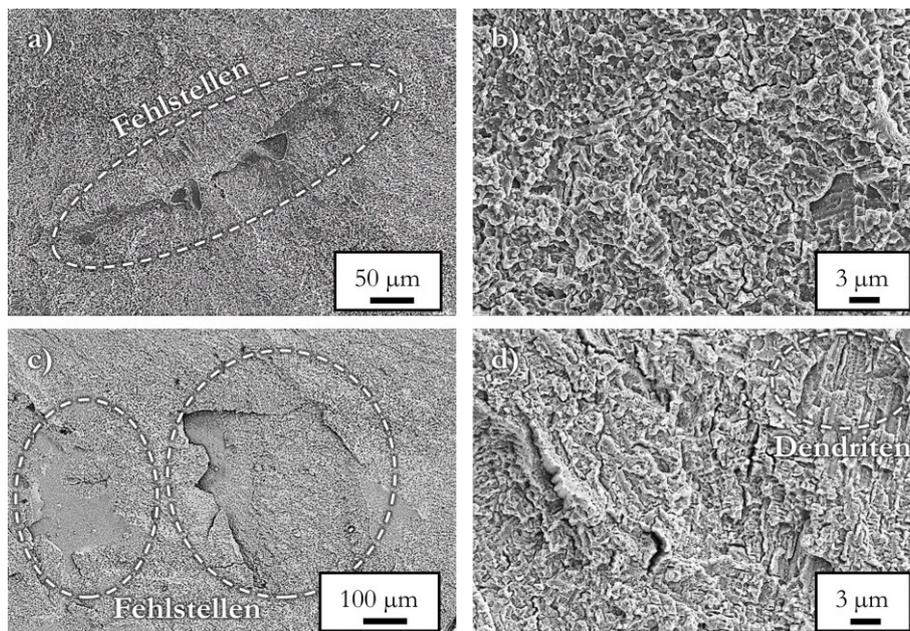


Abbildung 38: REM-SE-Aufnahmen von Bruchflächen von FeCrMoVC (SLM): a, b) 129,6 J/mm³; c, d) 312,5 J/mm³.

Mit einem Spaltbruch brechen die SLM gefertigten Zugproben unter 90° zur Belastungsrichtung. Die Risse verlaufen, wie auch unter Druckbelastung, entlang der Dendritengrenzen und damit entlang der spröden Karbide. In den Bruchflächen ist die dendritische Struktur gut zu erkennen.

Andere Stähle, die mittels SLM verarbeitet wurden, zeigen ähnlich Effekte wie sie hier beobachtet wurden. Reines Eisen mit SLM verarbeitet bricht unter Zugbelastung durch reinen Gleitbruch

[229]. Bei 15-5 PH Stahl wurden unterschiedliche Brucharten in Abhängigkeit der Baurichtung gefunden. Proben die in Baurichtung getestet wurden, brechen durch interkristallinen Spaltbruch. Dagegen tritt bei 90° Baurichtung duktiler Gleitbruch auf. Erklärt wird dieses unterschiedliche Verhalten mit dem vermehrten Auftreten von Baufehlern in der Ebene der Schichten [230]. Dies deckt sich mit dem hier beobachteten vermehrten Auftreten von Baufehlern in der Ebene der Schichten in Form von Delaminierungs- und Beschichtungsfehlern. Ein starker Einfluss der Baufehler auf die Zugeigenschaften wurde auch bei Maraging 300 Stahl beobachtet. Mit steigender Dichte ändert sich das Bruchverhalten vom Spaltbruch zu duktilem Gleitbruch [154]. Eine Anlassbehandlung von SLM prozessiertem Maraging 300 führt zu sprödem Versagen durch trans- und interkristallinen Spaltbruch [80]. Ein weiterer Einfluss auf den Rissverlauf stellt die WEZ dar. So wurde bei 316L ein bevorzugter Rissverlauf entlang der WEZ und damit entlang der Schmelzbahngrenzen festgestellt [231]. Bei H13 Stahl wurden Scherwaben in der Bruchfläche von Zugproben beobachtet, was auf duktilen Verhalten schließen lässt. Eine Erhöhung der Substrattemperatur auf bis auf 400 °C erhöhte die Festigkeit, verändert das Bruchverhalten aber nicht [157].

Das Bruchverhalten von SLM verarbeiteten Stählen hängt sowohl von der Gefügemorphologie als auch von typischen Defekten ab. Für ein duktilen Versagen ist somit eine geringe Baufehlerdichte notwendig, sowie eine geeignete Phasenzusammensetzung. Verbesserungspotenzial bei FeCrMoVC ist nur durch die Reduzierung der Defektdichte zu erwarten. Eine Reduzierung des Martensit- und Karbidgehaltes dürfte sich negativ auf die Festigkeit und Verschleißbeständigkeit auswirken.

Zusammenfassend können die mechanischen Eigenschaften Druckfestigkeit, die Stauchgrenze, die Bruchstauchung und die Härte durch Variation der SLM-Prozessparameter beeinflusst werden. Maßgeblich ist eine Veränderung der Phasenzusammensetzung, die über Energieeintrag und Substratplattentemperatur gezielt variiert werden kann. Die Anordnung der Phasen ist dagegen weitgehend konstant, da sich die Erstarrungsbedingungen nicht signifikant ändern. Der SLM-Prozess bewirkt eine Steigerung der Druckfestigkeit und Härte bei FeCrMoVC im Vergleich zum SK-Gusszustand und erlaubt zudem weitgehende geometrische Freiheiten. Folglich kann die Verarbeitung von FeCrMoVC mittels SLM als vorteilhaft angesehen werden.

5.2 Modifikation der Legierung FeCrMoVC mit Wolfram

5.2.1 Einfluss der Prozessparameter auf die Dichte

Die Parameterfindung für FeCrMoVWC wurde analog zu FeCrMoVC durchgeführt. Bei der Parameterevaluierung für FeCrMoVC (Kapitel 5.1.1) wurde festgestellt, dass 30 µm Schichtdicke einen geringeren Verzug bewirken als 50 µm Schichtdicke. Folglich wurde die Schichtdicke auf 30 µm festgelegt. Durch Einzelschmelzbahnversuche konnte der Parameterbereich, in dem stabile Schmelzbahnen entstehen, auf 125 bis 225 W Laserleistung und 300 bis 800 mm/s Scangeschwindigkeit eingegrenzt werden. Um Support- und Konturparameter zu bestimmen, wurden Konturquader im gleichen Parameterbereich wie bei FeCrMoVC gebaut (Abbildung 39). Im direkten Vergleich zeigt sich, dass FeCrMoVWC eine deutlich geringere Rissneigung aufweist. So riss keiner der Konturquader und die Rauheit ($R_a=11,4\pm 0,2$) der mit den jeweiligen Konturparametern hergestellten Quadern war geringer als bei FeCrMoVC ($R_a=15,3\pm 0,7$). Die Parameter für Support und Kontur wurden direkt aus den Konturquadern abgeleitet.

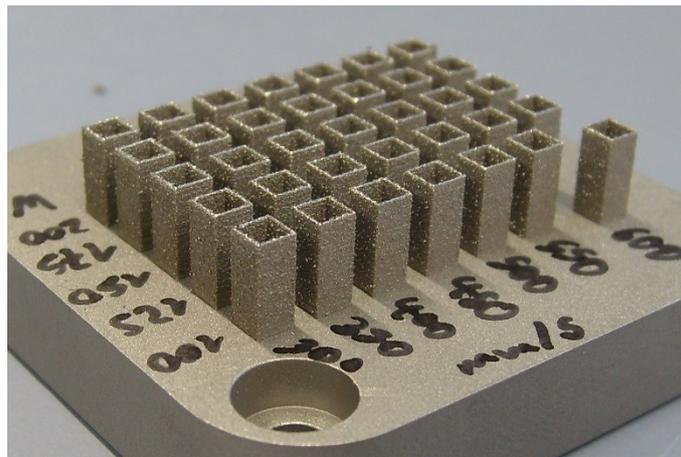


Abbildung 39: Konturquader aus FeCrMoVWC mit variierender Laserleistung und Scangeschwindigkeit.

Um dichte Volumenkörper zu erzeugen, wurden in Versuchsreihen Würfel (8 mm x 8 mm x 8 mm) mit unterschiedlicher Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Schraffurabstand gebaut. Es waren eine deutlich geringere Rissneigung und ein geringerer Verzug im Vergleich zu FeCrMoVC feststellbar. Die optimale Laserleistung beträgt 150 W. Bei geringerer Leistung (125 W) verringert sich die Aufbaurate. Bei höherer Leistung (175 W) ist der Energieeintrag zu hoch und es kann auch durch die Anpassung von Scangeschwindigkeit und Schraffurabstand kein stabiler Prozessablauf ermöglicht werden.

Abbildung 40a zeigt die Abhängigkeit der relativen Dichte von der Scangeschwindigkeit. Die maximale Dichte wird bei 400 mm/s Scangeschwindigkeit erreicht. Bei 350 mm/s Scangeschwindigkeit und gleichbleibendem Schraffurabstand und Laserleistung ist der Linienenergieeintrag bereits so hoch, dass es zu einer erhöhten Porosität durch die Bildung von Keyhole-Poren kommt. Das Schmelzbad ist so tief, dass die Schmelze am Rand des Schmelzbades erstarrt und es zu einer Lunkerbildung im Zentrum der Schmelzbahn kommt [75]. Ab einer Scangeschwindigkeit von 550 mm/s kommt es zu Porosität durch Delamination oder durch Pulververarmung in der Umgebung der Schmelzbahn. Bei Delamination ist der Energieeintrag zu gering, um eine durchgehende Anbindung an die darunterliegende Schicht durch Umschmelzung dieser zu erreichen. Durch Pulververarmung steht zu wenig Material für die nächsten Schmelzbahnen zur Verfügung. Die gleichen Effekte wurden von Khairallah *et al.* [61] und Matthews *et al.* [62] beschrieben. Charakteristisch für eine Delamination sind lange, flache, horizontal ausgerichtete Poren (Abbildung 40c) und für eine Pulververarmung lange, flache, vertikal ausgerichtete Poren (Abbildung 41b).

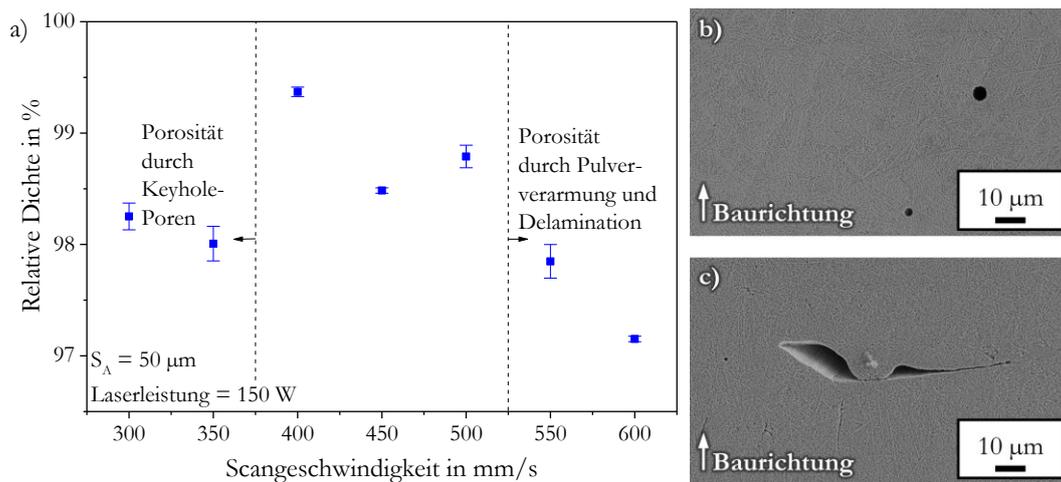


Abbildung 40: a) Relative Dichte von Volumwürfeln aus FeCrMoVWC mit konstantem Schraffurabstand und Laserleistung in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit nach [211]; b) REM-SE-Aufnahme von Keyhole-Poren ($S_V = 350 \text{ mm/s}$); c) REM-SE-Aufnahme von Delamination bei 550 mm/s Scangeschwindigkeit.

Der optimale Schraffurabstand beträgt $40 \mu\text{m}$ (Abbildung 41a). Ab $70 \mu\text{m}$ Schraffurabstand kommt es zu einer erhöhten Porosität aufgrund von Pulververarmung. Die Verringerung des Schraffurabstands erhöht den Volumenenergieeintrag in das gesamte Bauteil und sorgt für mehrmaliges Umschmelzen bereits erstarrter Schmelzbahnen. Der Linienenergieeintrag in die einzelne Schmelzbahn hängt nur von Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Schichtdicke ab, sodass eine Erhöhung des Volumenenergieeintrags über eine Verringerung des Schraffurabstands nicht zur Bildung von Keyhole-Poren führt.

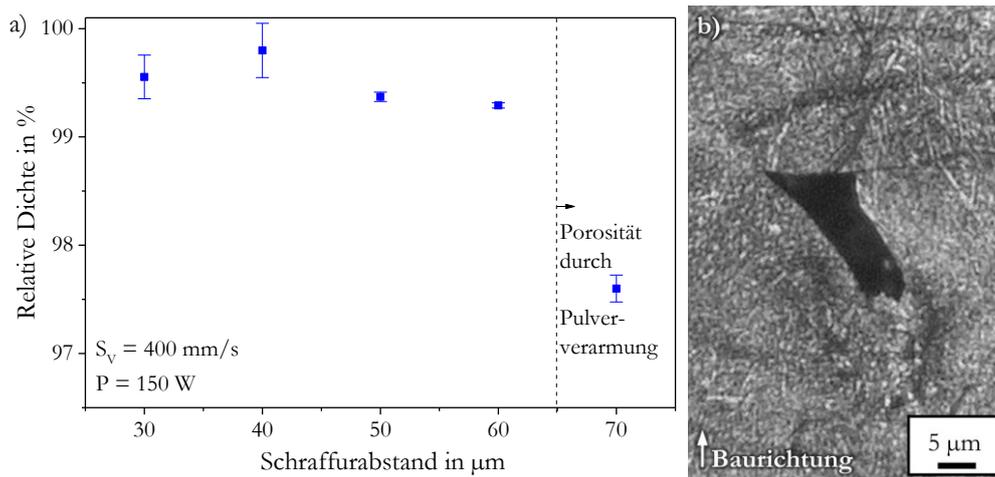


Abbildung 41: a) Relative Dichte von Volumenwürfeln aus FeCrMoVWC mit konstanter Scangeschwindigkeit und Laserleistung in Abhängigkeit des Schraffurabstands nach [211]; b) REM-SE-Aufnahme einer Pore durch Pulververarmung bei 70 μm Schraffurabstand.

Die Scanstrategie wurde angepasst, um den Verzug der Bauteile zu minimieren. Für die Beurteilung des Verzugs wurden Quader (5 mm x 30 mm x 5 mm) mit verschiedenen Scanstrategien gebaut und die Abhebung der Außenkanten gemessen. Dabei zeigte die Streifenschraffur geringeren Verzug ($0,7 \pm 0,1$ mm Abhebung) als die Schachbrettstrategie ($1 \pm 0,1$ mm Abhebung). Die optimale Feldgröße bei der Schachbrettstrategie betrug 4 mm. Bei kleineren Feldgrößen wird die Oberfläche unregelmäßig, was zu einer verringerten Dichte aufgrund ungleichmäßiger Pulverbeschichtung führt. Der Verzug steigt bei größeren Feldern, da die Scanvektorenlänge und die unterbrechungsfreie Belichtungsfläche ansteigen. Ab 8 mm Feldgröße treten erste Spannungsrisse auf. Bei der Streifenstrategie ist die Oberflächenqualität bei Streifenlängen unter 4 mm verringert. Der Verzug und die Rissneigung steigen ab 10 mm Streifenlänge stark an. Ein geeigneter Kompromiss ist 7 mm Streifenlänge. Tabelle 11 fasst die optimierten SLM-Prozessparameter zusammen, die zur Herstellung der FeCrMoVWC-Proben verwendet wurden.

Tabelle 11: SLM-Parametersatz von FeCrMoVWC mit Schichtdicke S_D , Laserleistung P , Scangeschwindigkeit S_V , Schraffurabstand S_A , Konturabstand K_A , Punktabstand P_A , Belichtungszeit B_t , Laserfokus F , Scanstrategie, Substrattemperatur T_{SP} und Volumenenergieeintrag E_V .

	S_D in μm	P in W	S_V in mm/s	S_A in μm	K_A in μm	P_A in μm	B_t in μs	F in mm	Scanstrategie	T_{SP} in $^\circ\text{C}$	E_V in J/mm^3
Volumen		150	400	40	-	200	400	1	Streifen, 79°	RT, 200,	312,5
Kontur		125	500	-	150	200	400	1	-	300,	
Konturversatz	30	125	800	-	30	200	400	0,2	-	400,	
Überhang		100	450	40	-	200	400	0,2	Streifen	500	
Support		125	600	-	-	1	1	0,2	-		

5.2.2 Struktur- und Gefügeanalyse

Bei der Prozessierung von FeCrMoVWC mittels SLM treten geringfügige Veränderungen in der chemischen Zusammensetzung auf (Tabelle 12). Der Kohlenstoffanteil ist nach dem SLM-Prozess etwas verringert. Möglicherweise kommt es, bedingt durch den verhältnismäßig hohen Energieeintrag, zum Abdampfen von Kohlenstoff. Eine deutlich sichtbare Schmauchentwicklung, verbunden mit schwarzen Ablagerungen in der Baukammer nach dem Bauprozess, stützt diese These. Die Verringerung des Kohlenstoffgehaltes während des SLM-Prozesses ist bei 1.4034 (X46Cr13) bekannt [232]. Es erhöht sich der Sauerstoff- und Wasserstoffgehalt im SLM-Prozess durch Absorption von Restsauerstoff und Wasserdampf aus der Atmosphäre.

Tabelle 12: Ergebnisse der chemischen Analyse von FeCrMoVWC Pulver und SLM-Teilen.

Elementgehalt in Massenanteil in %	Fe	Cr	Mo	V	W	C	O	N	H in ppm
Nom. Zusammens.	85	4	1	1	8	1	0	0	0
Exp. Zusammens. Pulver	84,67 ± 0,09	3,97 ± 0,01	1,00 ± 0,01	1,00 ± 0,01	7,91 ± 0,01	0,98 ± 0,00	0,019 ± 0,001	0,0012 ± 0,0011	2,2 ± 1,7
Exp. Zusammens. SLM	85,00 ± 0,24	4,01 ± 0,02	1,02 ± 0,01	1,00 ± 0,01	8,04 ± 0,03	0,85 ± 0,00	0,083 ± 0,008	0,0010 ± 0,0007	12,9 ± 3,7

Das Gefüge von mittels SLM verarbeitetem FeCrMoVWC wird durch den schichtweisen Aufbau und die daraus resultierende gerichtete Erstarrung bestimmt. Abbildung 42 zeigt die lichtmikroskopische Aufnahme einer SLM-Probe im Vergleich zu einer im Schwerkraftguss hergestellten Probe. In der SLM-Probe sind Martensitplatten mit einer Länge von etwa 100 µm zu erkennen, die sich über mehrere Schichten hinweg ausdehnen und häufig zwischen 0 und 45° zur Baurichtung ausgerichtet sind. Ein epitaktisches Wachstum ist wahrscheinlich. Das Wachstum der Martensitplatten geht von den Schmelzbahngrenzen und in wenigen Fällen von Poren aus.

Im SK-Gusszustand ist das Gefüge dendritisch erstarrt. Im interdendritischen Bereich sind komplexe Karbide netzwerkartig angeordnet und in Restaustenit eingebettet. Innerhalb der Dendriten liegen Martensit und Restaustenit vor [11].

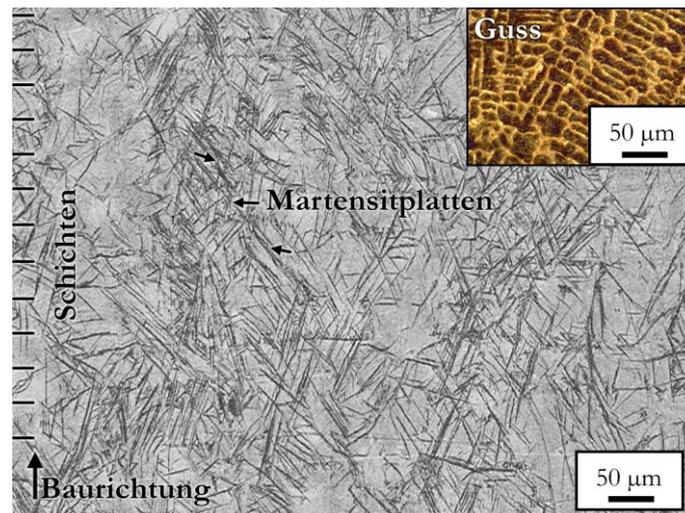


Abbildung 42: Lichtmikroskopische Aufnahme von FeCrMoVC verarbeitet im SLM-Prozess (Adlerätzung) im Vergleich zum SK-Gusszustand (Beraha-I-Ätzung) nach [11, 211].

Das Gefüge der mit SLM gefertigten Proben ist ebenfalls dendritisch, wobei die Dendriten deutlich feiner im Vergleich zum SK-Gusszustand und entlang der Baurichtung bzw. in Richtung des Wärmefflusses ausgerichtet sind (Abbildung 43). Der PDAS in den SLM-Proben beträgt im Mittel etwa $1 \mu\text{m}$ und im SK-Guss etwa $10 \mu\text{m}$, womit sich die Erstarrungsgeschwindigkeit nach Jacobi und Schwerdtfeger [114] auf 10^5 (SLM) und 10^3 K/s (SK-Guss) abschätzen lässt. An den Außenrändern der Dendriten lassen sich Karbide erkennen, die netzwerkartig angeordnet sind. Die einzelnen Schmelzbahnen sind von einer Wärmeinflusszone umgeben, die ca. $5 \mu\text{m}$ dick ist. Innerhalb der WEZ sind die Karbide vergrößert und breiter als in den Schmelzbahnen. Dies deutet auf eine Agglomeration der Karbide oder eine weitere Ausscheidung von Sekundärkarbiden durch eine Erwärmung der WEZ auf knapp unterhalb des Schmelzpunktes hin. Quer zur Baurichtung (Abbildung 43c) erscheint die Karbidanordnung zellartig. Die Dendriten werden hier aufgrund ihrer Ausrichtung ausschließlich im Querschnitt betrachtet. Es zeigt sich, dass die Karbide die Dendriten auf ihrer vollen Länge durchgängig umschließen.

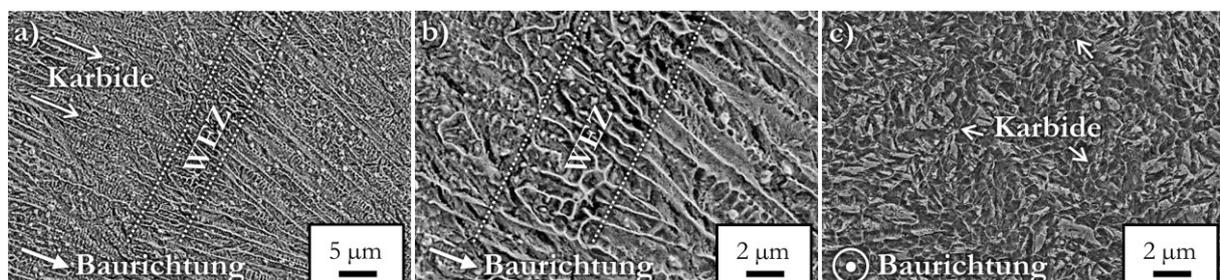


Abbildung 43: REM-SE-Aufnahmen von FeCrMoVC (tiefengeätzt) (nach [211]).

Die Verteilung der Phasen wurde mittels EBSD aufgeklärt. Abbildung 44 zeigt REM-Aufnahmen und die Phasenverteilung aus der EBSD-Analyse von SLM- und SK-Gussproben. Quer zur Baurichtung ist die netzwerkartige Anordnung der Karbide zu erkennen. In Abbildung 44a sind die Karbide innerhalb der WEZ, die oberhalb der Schmelzbahngrenze zu finden ist, stark agglomeriert. Hier erscheint die Phasenverteilung (Abbildung 44c) in einer geordneten Phasenabfolge. An den Grenzen der Dendriten befinden sich die Karbide. Diese sind von Restaustenit umgeben, während sich der Martensit im Kern der Dendriten befindet. Eine Ausnahme bilden die großen Martensitplatten, die sich über die Dendriten und Schmelzbahnen hinweg erstrecken. Sie unterbrechen zum Teil die dendritische Struktur und damit auch die netzwerkartige Karbid- und Austenitstruktur.

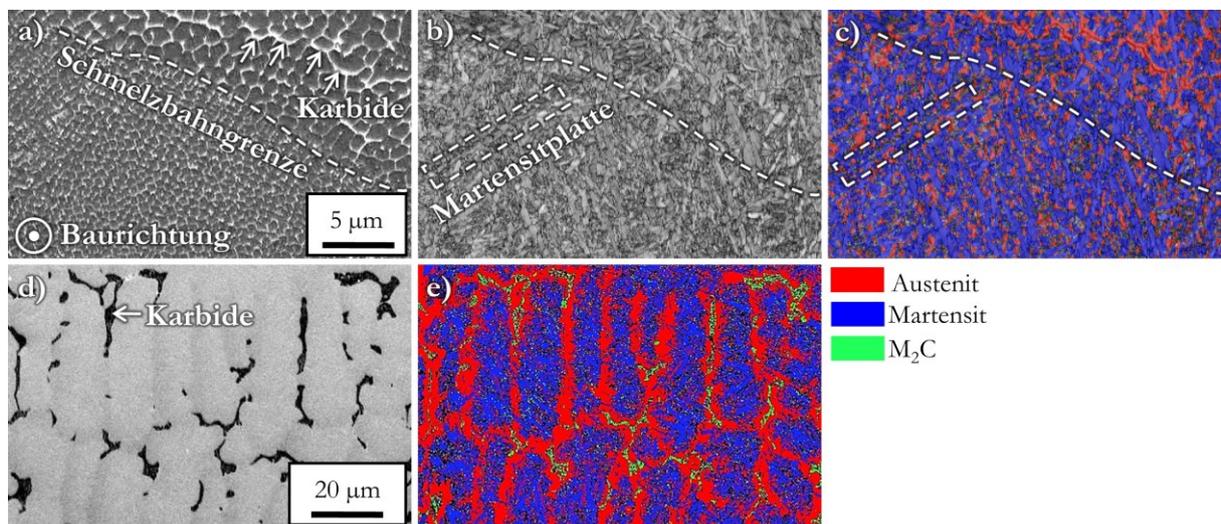


Abbildung 44: a) REM-Aufnahme im BSE-Modus von FeCrMoVWC im SLM-Prozess verarbeitet; b) Bandkontrast (SLM); c) EBSD-Phasenverteilung (SLM); d) REM-Aufnahme im BSE-Modus von FeCrMoVWC im SK-Gusszustand; e) EBSD-Phasenverteilung (SK-Guss) (nach [207, 211]).

Auch beim SK-Gusszustand lässt sich die geordnete Abfolge von Karbiden, Restaustenit und Martensit beobachten (Abbildungen 44d, e). Die Karbide bilden hier ein durchgehendes Netzwerk im interdendritischen Bereich und sind von Restaustenit umgeben. Der Martensit ist plattenförmig im Kern der Dendriten angeordnet [207].

Um Hinweise über die Struktur und Zusammensetzung der Karbide zu erhalten, wurde AES angewendet (Abbildung 45). Die Elementverteilung zeigt einen deutlich geringeren Eisenanteil in den Karbiden im Vergleich zur Matrix. Innerhalb der Karbide ist W, Cr, V und C enthalten. Molybdän lässt sich mittels AES kaum von Wolfram unterscheiden, da sich die Energiepeaks

überlappen. Erst bei großen Molybdängehalten ($> 3\%$) kann Molybdän nachgewiesen werden. Es kann deswegen ausgeschlossen werden, dass Molybdän als Hauptelement in den Karbiden vorkommt. Folglich ist von komplexen Karbiden vom Typ M_2C mit $M = W, Cr, Mo, V$ auszugehen.

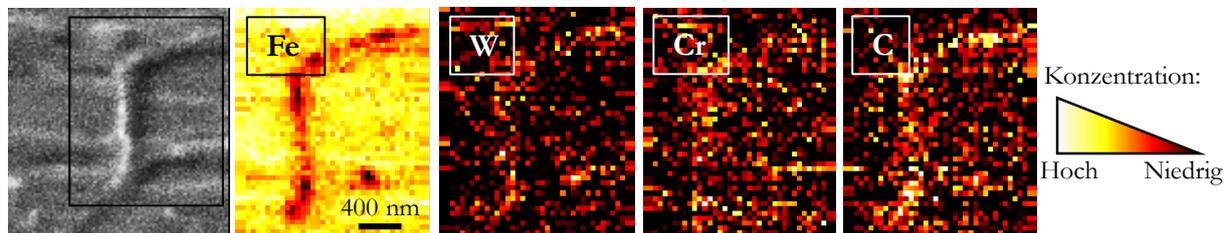


Abbildung 45: Mittels AES bestimmte Elementverteilung einer SLM-Probe aus FeCrMoVWC (nach [211]).

Abbildung 46 zeigt Dunkelfeld-TEM-Aufnahmen von FeCrMoVWC, welches mittels SLM verarbeitet wurde. Die Ergebnisse von EDX-Punktanalysen in Matrix und Karbiden sind in Tabelle 13 angegeben. In den TEM-Aufnahmen bestätigt sich die Anordnung der Karbide an den Grenzen der Dendriten. Innerhalb der Dendriten sind nur in wenigen Ausnahmefällen Karbide zu finden. Sie unterscheiden sich in Form, Struktur und Zusammensetzung nicht von den Karbiden an den Dendritengrenzen. Die Karbide sind nicht, wie aus den REM-Aufnahmen zu vermuten, in einem kontinuierlichen Netzwerk angeordnet. Stattdessen erfolgt an den Dendritengrenzen die Ausscheidung einzelner runder bis ellipsoider Nanokarbide in einer Größenordnung von 50 nm. An den Kreuzungspunkten der Dendriten ist die Anzahl der Karbide höher. Wie in Abbildung 46c zu erkennen, bilden die Karbide auch hier kein Netzwerk und sind mit Grenzflächen voneinander getrennt. Eine EDX-Analyse der Grenzflächen lieferte keine Hinweise auf eine abweichende chemische Zusammensetzung von den Karbiden. Es kann daher davon ausgegangen werden, dass die einzelnen Karbide unabhängig voneinander wachsen, bis sie einander berühren oder die Erstarrung abgeschlossen ist. Aufgrund der unterschiedlichen kristallographischen Ausrichtung der Karbide kommt es auch an den Berührungspunkten zu keiner Verbindung.

TEM-EDX-Punktanalysen in den Karbiden haben eine konstante Zusammensetzung der Karbide nachgewiesen. Es gibt keine Hinweise auf abweichende Karbidtypen, sodass davon ausgegangen werden kann, dass alle Karbide vom Typ M_2C mit $M = W, Cr, Mo, V$ sind. Innerhalb der Matrix ist ebenfalls keine signifikante Schwankung der chemischen Zusammensetzung mit EDX-Punktanalysen nachweisbar. Eine Unterscheidung von Martensit und Austenit ist anhand der chemischen Zusammensetzung nicht möglich. Wie zu erwarten, ist

der Gehalt an Karbidbildnern geringer als in der nominellen Legierungszusammensetzung. In allen Punktanalysen sind Kohlenstoff und Sauerstoff überrepräsentiert. Dies ist vermutlich auf eine leichte chemische Verunreinigungen der Probenoberfläche zurückzuführen.

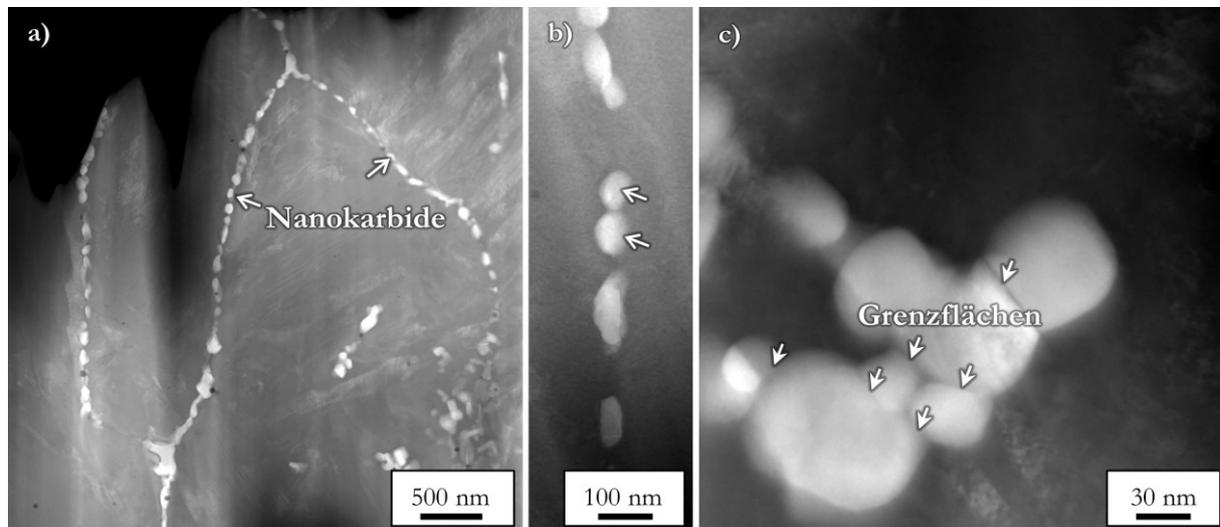


Abbildung 46: TEM-(HAADF)-Aufnahmen von FeCrMoVWC mit SLM verarbeitet. a, b) Anordnung der Karbide; c) Grenzflächen zwischen den Karbiden (nach [211]).

Tabelle 13: Mittelwerte der TEM-EDX-Punktanalysen in der Matrix (7 Punkte) und den Karbiden (25 Punkte) in Massenanteil in % (nach [211]).

	Fe	Cr	Mo	V	W	C	O
Matrix	81,7 ± 1,4	3,7 ± 0,4	1,0 ± 0,2	0,8 ± 0,2	6,5 ± 1,2	2,1 ± 0,7	4,2 ± 1,2
Karbide	20,4 ± 9,0	10,7 ± 1,0	8,6 ± 1,1	8,5 ± 1,2	42,9 ± 5,4	4,9 ± 3,0	4,0 ± 1,6

Die Phasenanteile und Kristallstrukturdaten sowie Hinweise auf Eigenspannungen und Texturierung wurden mittels XRD und Rietveld-Analyse ermittelt. In Abbildung 47 ist das Diffraktogramm von FeCrMoVWC (SLM) dargestellt. Die Intensitätsverhältnisse der Reflexe implizieren eine starke Texturierung und Vorzugsorientierung von Austenit und Martensit. Zudem sind die Reflexe verbreitert, was auf sehr kleine Korngrößen (Größenordnung 200 nm), starke interne Spannungen und eine allgemein hohe Defektdichte im Kristallgitter hindeutet [233]. Die Korngröße deckt sich mit den Resultaten der EBSD-Analyse. In einem 1 µm breiten Dendrit erlaubt die geordnete Abfolge von Austenit und Martensit keine signifikant größere Korngröße.

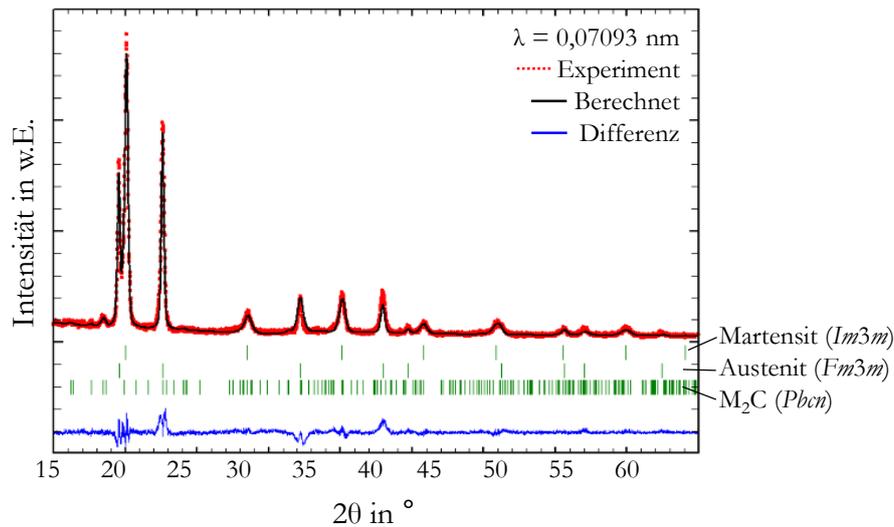


Abbildung 47: Röntgendiffraktogramm von FeCrMoVC im SLM-Prozess verarbeitet (nach [211]).

Tabelle 14 enthält die Kristallstrukturdaten und Phasengehalte von SLM-Proben, die mit und ohne Substratplattenheizung gebaut wurden sowie des SK-Gusszustandes. Austenit wurde nach dem Strukturmodell von Ridley *et al.* [217] induziert, Martensit nach Kohlhaas *et al.* [220] und M_2C nach Page *et al.* [226]. Ohne Substratplattenheizung hergestellte SLM-Proben enthalten Restaustenit, Martensit und Karbide vom Mo_2C -Strukturtyp. Die Gitterparameter des Restaustenits sind kleiner im Vergleich zur Literaturreferenz ($a = 0,3618$ nm) [217] was auf eine geringe Einlagerung von Legierungselementen schließen lässt. Im Vergleich zu reinem α -Fe ($a = 0,28664$ nm [221]) sind die Gitterparameter des Martensits größer. Die Gitterkonstanten des Karbids sind kleiner als bei reinem Mo_2C [226] oder W_2C [234]. Dies deutet auf eine partielle Substitution von W oder Mo mit Legierungselementen mit kleinerem Atomdurchmesser hin, was alle übrigen Karbidbildner betrifft. Somit wird von komplexen Karbiden vom Typ M_2C mit $M = W, Mo, Cr, V$ ausgegangen, was sich mit den Ergebnissen von AES und TEM-EDX deckt. Die Substratplattenheizung hat in diesem Fall keinen Einfluss auf die Phasengehalte. Der leicht verringerte scheinende Karbidgehalt ist auf Schwankungen bei den Messungen zurückzuführen. Die Analyse im REM weist auf keine Veränderung im Karbidgehalt hin. Analog zur SLM-Probe, die ohne Substratplattenheizung verarbeitet wurde, sind die Gitterparameter des Karbids kleiner im Vergleich zur Referenz.

Im SK-Gusszustand ist der Gehalt an Restaustenit 15 % größer als bei den SLM-Proben. Der Martensitgehalt ist dementsprechend geringer, während sich beim Karbidgehalt kein Unterschied zwischen SK-Guss und SLM feststellen lässt. Wie Hufenbach *et al.* [11] berichten, handelt es sich bei den Karbiden im SK-Gusszustand ebenfalls um komplexe Karbide vom Typ M_2C mit

M = W, Mo, Cr, V. Der höhere Martensitgehalt im SLM-Zustand wird durch mehrere Effekte verursacht. Durch den schichtweisen Aufbau kommt es zu zyklischer Erwärmung und Abkühlung beim Auftrag neuer Schichten. Die Wirkung dieses Temperaturzyklusses gleicht einer in-situ Anlassbehandlung, bei der Austenit in Martensit umwandeln kann [235]. Weiterhin ist bekannt, dass hohe Eigenspannungen, wie sie im SLM-Prozess auftreten, zu einer Umwandlung von Austenit in Martensit führen können [85]. Zudem steigt die Martensitstarttemperatur mit Abkühlungsgeschwindigkeit [236]. Folglich kann im SLM-Prozess, bedingt durch die deutlich höhere Abkühlungsgeschwindigkeit im Vergleich zum SK-Guss, mehr Martensit gebildet werden.

Tabelle 14: Kristallographische Strukturdaten der bestimmten Phasen in der FeCrMoVWC-Legierung, die mit und ohne Substratplattenbeizung im SLM-Prozess verarbeitet wurde sowie im SK-Gusszustand.

Probe	Phase	Raumgruppe	a in nm	b in nm	c in nm	V in nm ³	Phasenanteil in Massenanteil in %
SLM E=312,5 J/mm ³ T _{SP} =RT°C [211]	Fe	<i>Im-3m</i>	0,28796(11)			0,02388(3)	62
	Fe _{0,94} C _{0,06}	<i>Fm-3m</i>	0,36155(13)			0,04726(5)	33
	Mo ₂ C	<i>Pbcn</i>	0,462(1)	0,583(2)	0,497(2)	0,1340(14)	5
SLM E=312,5 J/mm ³ T _{SP} =400°C	Fe	<i>Im-3m</i>	0,28811(8)			0,02392(2)	62
	Fe _{0,94} C _{0,06}	<i>Fm-3m</i>	0,36164(7)			0,04730(3)	36
	Mo ₂ C	<i>Pbcn</i>	0,4590(6)	0,5811(9)	0,5093(6)	0,1358(5)	2
SK-Guss [11]	Fe	<i>Im-3m</i>	0,28765(3)			0,02380(2)	45
	Fe _{0,94} C _{0,06}	<i>Fm-3m</i>	0,3609(6)			0,0470(3)	51
	Mo ₂ C	<i>Pbcn</i>	0,46318(9)	0,58975(6)	0,5079(2)	0,1387(4)	4

Abbildung 48 zeigt die Ergebnisse der thermischen Analyse der FeCrMoVWC-Legierung, die mittels SLM verarbeitet wurde. Bis 754 °C treten keine Phasenumwandlungen auf. Bei 773 °C wandelt der Martensit in Ferrit und bei 837 °C der Ferrit in Austenit um. Es sind keine weiteren Phasenumwandlungen bis zur Solidustemperatur bei 1317 °C feststellbar. Der Schmelzpunkt geht mit einer Umwandlung von Austenit in α -Fe einher, die aufgrund der Peaküberlagerung nicht erkennbar ist.

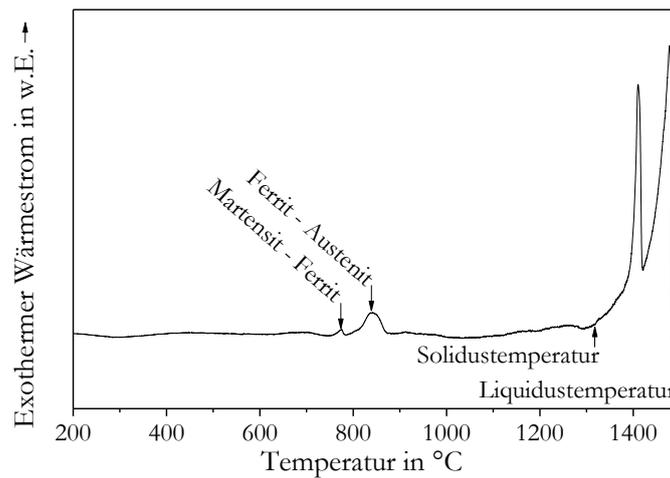


Abbildung 48: DSC-Messung an SLM prozessiertem FeCrMoVWC (Aufheizkurve).

Entstehung des Gefüges von FeCrMoVWC

In Kombination mit den EBSD-Ergebnissen, die eine geordnete Phasenabfolge innerhalb der Dendriten in SLM- und SK-Gussproben gezeigt haben, kann auf einen Entstehungsprozess des Gefüges geschlossen werden, der auf Mikrosegregation während der gerichteten dendritischen Erstarrung beruht.

Abbildung 49 zeigt eine schematische Darstellung der Gefügeentstehung im SLM-Prozess. Die Morphologie des Gefüges wird maßgeblich durch die Prozessbedingungen bestimmt. Das kleine Schmelzvolumen, die hohe Erstarrungsrate und die gerichtete Wärmeableitung haben die größte Bedeutung. Im SLM-Prozess liegt ein kleines Schmelzvolumen auf einem großen Festkörper vor. Die Schmelze ist ansonsten von Schutzgas umgeben. Dies trifft häufig auch für die Seite der Schmelze zu, welche nicht mit der vorhergehenden Schmelzbahn überlappt, da die Schmelze, bedingt durch ihre Oberflächenspannung, benachbarte Pulverpartikel anzieht. Die Wärme aus der Schmelze wird deutlich schneller in den Festkörper als in die Schutzgasatmosphäre abgeführt, sodass es zu einer gerichteten Erstarrung kommt. Bei großen Temperaturgradienten und Erstarrungsraten kommt es zu dendritischer Erstarrung [111]. Die Wachstumsrichtung ist entgegengesetzt zur Richtung des Wärmeflusses. Folglich wachsen die Dendriten vom Festkörper aus in die Schmelze hinein und damit in Baurichtung des SLM-Prozesses (Abbildung 49a).

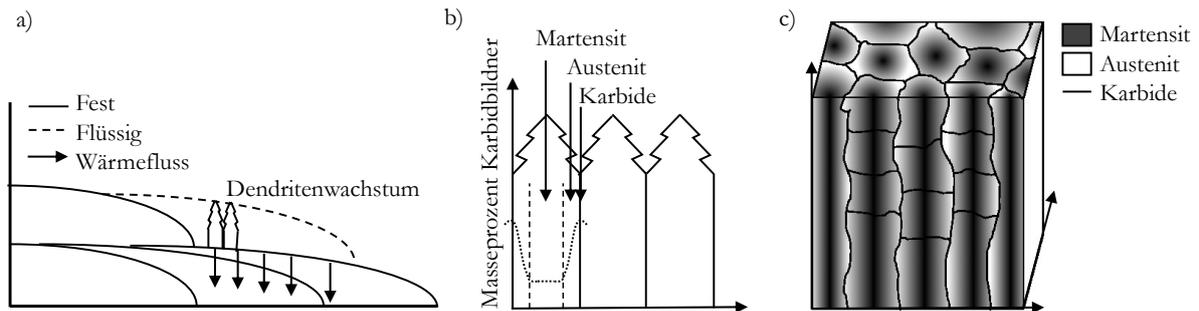


Abbildung 49: Schematische Darstellung der Entwicklung des Gefüges durch gerichtete Erstarrung und Mikrosegregation (nach [211]).

Beim Wachstum der Dendriten kommt es zu Mikrosegregation. Die Konzentration an Legierungselementen (Cr, Mo, V, W, C) ist in der Schmelze an der Erstarrungsfront zwischen den Dendriten höher als im bereits erstarrten Dendriten und steigt mit fortschreitender Erstarrung weiter an. Daraus resultiert ein Konzentrationsprofil innerhalb jedes Dendriten, bei dem im Zentrum die geringste Konzentration und am äußeren Rand die höchste Konzentration an Legierungselementen vorliegt (Abbildung 49b) [113]. Die Gleichgewichtshochtemperaturphase in Werkzeugstählen mit hohem Wolframgehalt ist α -Fe (vgl. Abbildung 13). Zunächst bestehen die Dendriten aus α -Fe, welches durch die hohe Erstarrungsgeschwindigkeit stabilisiert wird. Mit sinkender Temperatur der Schmelze zwischen den Dendriten bildet sich Austenit, der den Martensit umgibt. Die Konzentration an Legierungselementen beeinflusst maßgeblich die Martensitstarttemperatur und Stabilität des Austenits [189]. Mit zunehmendem Gehalt an eingelagertem Cr, Mo, W und C sinkt die Martensitstart- und Finishtemperatur [9], wodurch weniger Austenit in Martensit umwandeln kann. Am äußersten Rand der Dendriten erreicht die Konzentration der Legierungselemente, die ausschließlich Karbidbildner und Kohlenstoff sind, ihr Maximum, sodass es zur Ausscheidung von Karbiden kommt.

Zusammenfassend ist das Gefüge von SLM verarbeitetem FeCrMoVWC aus Schmelzbahnen aufgebaut, die schichtweise angeordnet sind. Jede Schmelzbahn ist gerichtet erstarrt. Innerhalb der Schmelzbahn ist das Gefüge dendritisch und in Richtung des Wärmeflusses, also in Baurichtung ausgerichtet. Durch Mikrosegregation enthält wiederum jeder Dendrit eine geordnete Phasenabfolge. Martensit kommt im Zentrum der Dendriten vor. Der Austenit umgibt den Martensit bis zum Rand des Dendriten. Komplexe Karbide vom Typ M_2C mit $M = W, Mo, Cr, V$ scheiden am äußersten Rand der Dendriten aus. Sie liegen als ca. 50 nm große kugelige Karbide vor und bilden kein Netzwerk aus wie im SK-Gusszustand. Diese Substruktur wird von

Martensitplatten überlagert, die sich über mehrere Schichten und Schmelzbahnen hinweg erstrecken. In Abbildung 49c ist der Aufbau des Gefüges von FeCrMoVWC mit SLM verarbeitet noch einmal schematisch dargestellt.

5.2.3 Werkstoffmechanisches Verhalten

Das Gefüge ist maßgeblich bestimmend für die mechanischen Eigenschaften. FeCrMoVWC mit SLM verarbeitet hat eine Härte von $57,8 \pm 0,9$ HRC bzw. 748 ± 31 HV_{0,3}. Mikrohärtmessungen haben ergeben, dass sich die Härte über Länge und Breite nicht signifikant ändert. Im Vergleich zum SK-Guss ($61 \pm 0,6$ HRC [11]) ist die Rockwellhärte der SLM-Proben etwas niedriger. Ursächlich hierfür ist vermutlich eine verformungsinduzierte Umwandlung von Austenit in Martensit beim Eindringen des Prüfkörpers, was im SK-Gusszustand durch den höheren Restaustenitgehalt begünstigt wird. Bei ähnlichen Legierungszusammensetzungen ist dieser Effekt bereits beobachtet worden [237].

Die Härte sinkt mit der Prüftemperatur (Abbildung 50). Der Härteabfall verläuft mit steigender Temperatur gleichermaßen wie bei den martensitischen HSS-Stählen AISI-M4 und AISI-T15 [187]. Damit ist FeCrMoVWC potenziell für Werkzeuge mit erhöhter Temperaturbelastung geeignet.

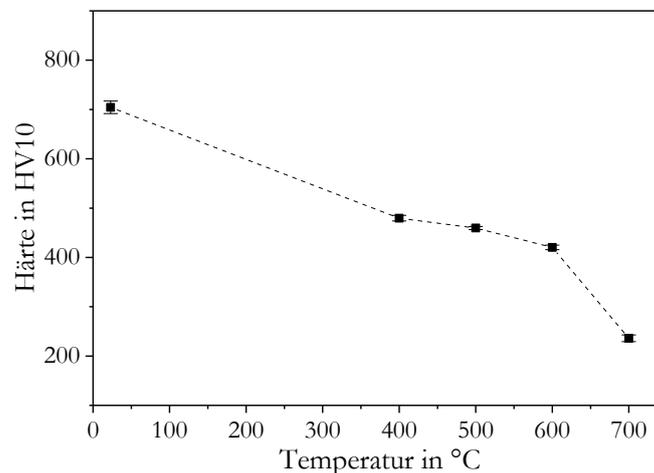


Abbildung 50: Warmhärte von FeCrMoVWC mittels SLM verarbeitet.

Unter Druckbelastung weist FeCrMoVWC eine außergewöhnlich hohe Festigkeit und Duktilität auf. Abbildung 51 zeigt die technische Druckspannung und den Martensitgehalt von FeCrMoVWC (SLM) in Abhängigkeit der technischen Stauchung sowie FeCrMoVWC im SK-

Gusszustand. Die Stauchgrenze unterscheidet sich nicht signifikant für den SLM- und SK-Gusszustand. Sie fällt, aufgrund des hohen Anteils an Restaustenit, im Vergleich zu vollständig martensitischen Stählen (~ 3000 MPa [238]) mit 1344 ± 59 MPa relativ gering aus.

Es kann sowohl für SLM- als auch für den SK-Gusszustand eine hohe Verfestigung unter Belastung festgestellt werden. Für den SK-Gusszustand konnte die starke Verfestigung auf den TRIP-Effekt zurückgeführt werden [11]. Dieser tritt auch bei den SLM-Proben auf und zeigt sich in der verformungsinduzierten Umwandlung von Restaustenit in Martensit. So sinkt der Austenitgehalt von zunächst 46 % in der unbelasteten SLM-Probe auf 7 % bei 20 % Stauchung, während der Martensitgehalt analog von 52 % auf 87 % ansteigt. Der TRIP-Effekt sorgt für eine hohe Verfestigung, wodurch die SLM verarbeiteten Proben eine Druckfestigkeit von 5974 ± 217 MPa erreichen und damit eine um etwa 500 MPa höhere Druckfestigkeit als im SK-Gusszustand. Weitere Faktoren, die für die hohe Festigkeit eine Rolle spielen sind: die Ausscheidung von Nanokarbid (Ausscheidungshärtung), die kleine Korngröße, eine Mischkristallverfestigung von Martensit und Austenit und Kaltverfestigung. Die Kaltverfestigung wird durch die hohen Eigenspannungen, die nach dem SLM-Prozess im Material verbleiben, hervorgerufen. Im Vergleich zum SK-Guss verringern die hohen Eigenspannungen die Bruchstauchung um 3 % auf 20 ± 1 %.

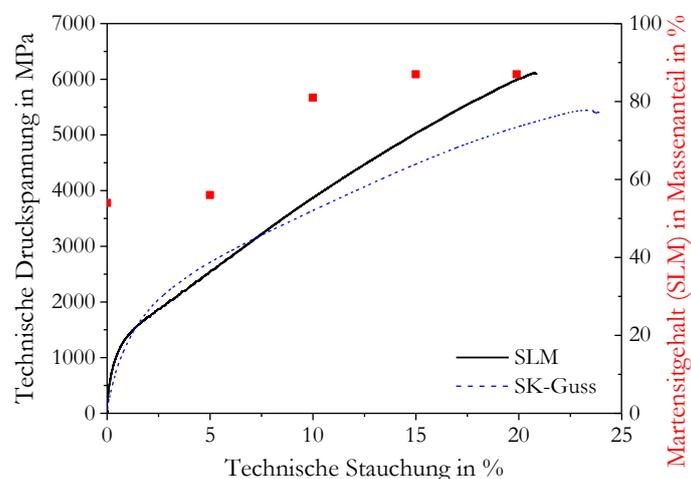


Abbildung 51: Technische Druckspannung in Abhängigkeit von der technischen Stauchung von FeCrMoVWC mit SLM verarbeitet und im SK-Gusszustand sowie der Martensitgehalt der SLM gefertigten Proben in Abhängigkeit von der technischen Stauchung (nach [11, 211]).

Die Proben versagen im Druckversuch durch eine Mischung aus Gleit- und Spaltbruch. Abbildung 52 zeigt Bruchflächen und den Rissverlauf in gestoppten Druckproben. Unter 45° zur Belastungsrichtung kommt es zum Gleitbruch, der sich anhand der typischen Scherwaben identifizieren lässt (Abbildung 52a) [239]. Auf den Proben lastet zum Bruchzeitpunkt so viel

Kraft, dass es nicht nur zu einem Abscheren unter 45° kommt, sondern die Proben unter transkristallinen Spaltbrüchen zerbersten. Auf den Spaltbruchflächen lässt sich die dendritische Struktur des Gefüges von SLM verarbeitetem FeCrMoVWC erkennen, was darauf schließen lässt, dass die Risse entlang der Nanokarbide an den Dendritengrenzen verlaufen.

Dies lässt sich anhand gestoppter Druckproben bestätigen. Die Risse verlaufen durch die Karbide entlang der Dendritengrenzen (Abbildung 52c, markiert). Im geöffneten Riss (Abbildung 52d) sind an der Bruchkante die Karbide und im Riss die dendritische Struktur erkennbar. Die Rissbildung findet an der Probenoberfläche und an Fehlstellen im Inneren der Proben statt. Im SK-Gusszustand wird die Rissbildung auch an den Karbiden initiiert. Dagegen sind im SLM-Zustand die Karbide feiner und sehr regelmäßig verteilt, was zu einem homogenen Spannungszustand führen dürfte und damit die Rissbildung an den Karbiden verringert. Die Anrisse verlaufen zunächst entlang der Mantelfläche der Druckprobe, die bei Stauchung gelangt wird und unter Zugbelastung steht [240]. Dieser Rissverlauf ist typisch für duktile Materialien [241]. Da der Restaustenitgehalt bei geringer Stauchung noch relativ hoch ist, sorgt dies in diesen Bereichen für ein duktiler Verhalten. Mit zunehmender Stauchung steigt der Anteil an Martensit und die Probe versagt letztendlich in typischer Weise für spröde Materialien mit Gleit- und Spaltbruch.

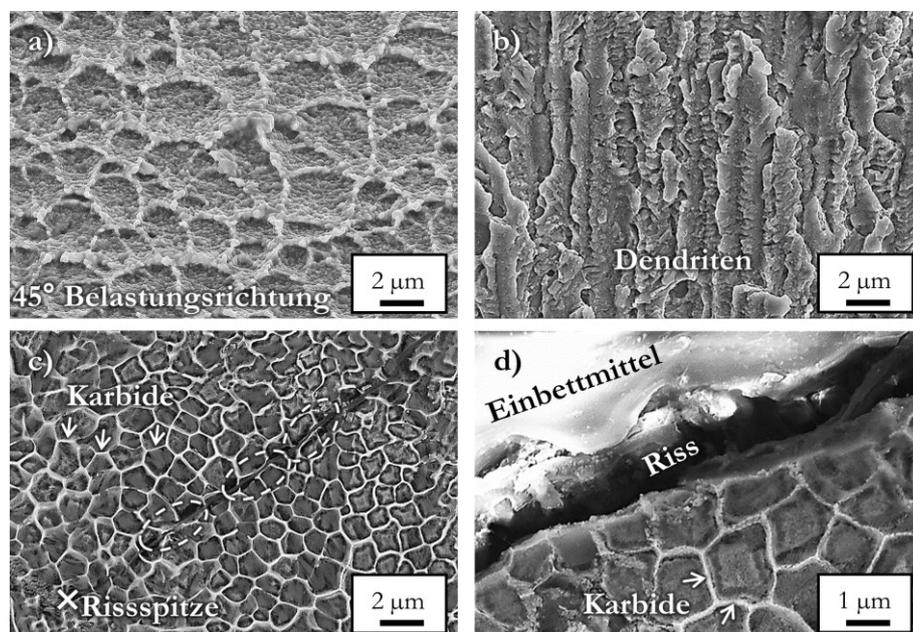


Abbildung 52: a, b) REM-SE-Bruchflächenaufnahmen von Druckproben aus FeCrMoVWC (SLM); c, d) REM-SE-Aufnahmen des Rissverlaufs gestoppter Druckproben (20 % Stauchung). Der Riss verläuft entlang der Karbide (nach [211]).

Unter Zugbelastung wird eine Streckgrenze von 561 ± 29 MPa und eine Festigkeit von 1013 ± 28 MPa bei einer Bruchdehnung von annähernd 2 % erreicht. Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm ist in Abbildung 53 gezeigt und die mechanischen Kennwerte unter Zugbelastung sind in Tabelle 15 zusammengefasst. Nach Erreichen der Streckgrenze findet eine starke Verfestigung während der plastischen Verformung statt, die maßgeblich auf den TRIP-Effekt zurückgeführt wird. Im Vergleich zum SK-Guss sind Festigkeit und Bruchdehnung der SLM-Proben höher.

Ursächlich dafür ist das feinere und homogenere SLM-Gefüge, das weniger Rissinitiiierungspunkte liefert. Dennoch spielt die Restporosität, die auch bei 99,9 % relativer Dichte noch vorhanden ist, bei SLM gefertigten Teilen eine große Rolle.

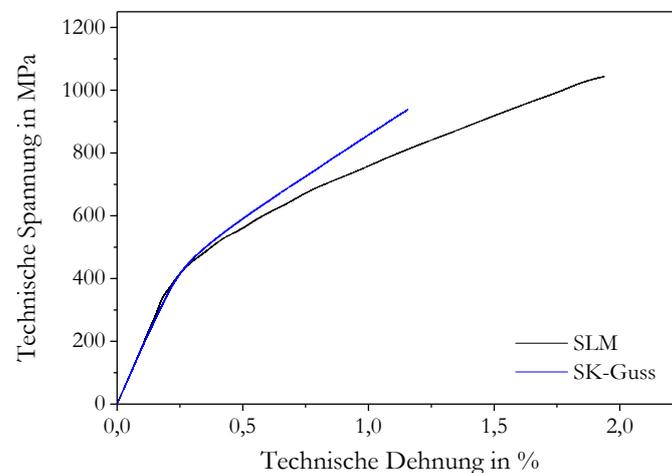


Abbildung 53: Technische Spannung in Abhängigkeit der technischen Dehnung von FeCrMoVWC mit SLM verarbeitet und im SK-Gusszustand (nach [211]).

Tabelle 15: Streckgrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A von FeCrMoVWC.

Probe	$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A in %
$312,5 \text{ J/mm}^3$, T_{SP} RT [211]	561 ± 29	1013 ± 28	$1,9 \pm 0,02$
SK-Guss [11]	618 ± 10	972 ± 32	$1,1 \pm 0,1$

In allen Zugproben konnten in den Bruchflächen Baufehler ausgemacht werden (Abbildung 54a). Am kritischsten sind Fehler, die eine große Ausdehnung quer zur wirkenden Kraft haben. Bei Zugproben, die in Baurichtung getestet wurden, haben Beschichtungs- oder Delaminationsfehler die größten Auswirkungen. Die Fehler in der Zugprobe verringern den Querschnitt und haben eine Kerbwirkung, welche zu lokalen Spannungsspitzen führt. Der Bruch verläuft bei FeCrMoVWC unter 90° zur Belastungsrichtung in Form eines transkristallinen Spaltbruchs. Vom größten Fehler in der Probe wird die Position des Bruchs bestimmt. Er verläuft entlang der

Nanokarbid an den Grenzflächen der Dendriten. Das dendritische Gefüge ist in den Bruchflächen zu erkennen (Abbildung 54b).

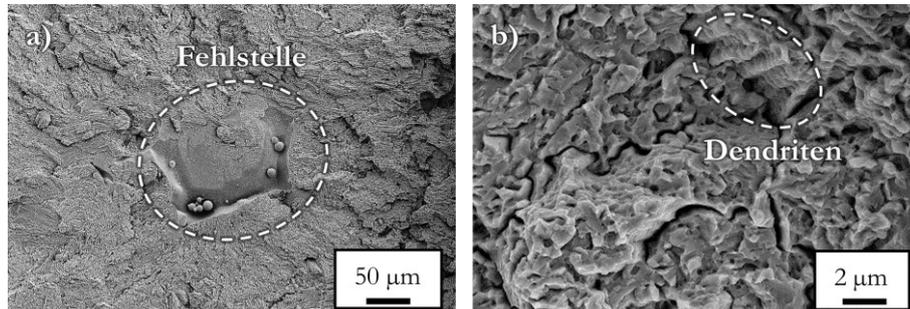


Abbildung 54: REM-SE-Aufnahmen der Bruchfläche von Zugproben aus FeCrMoVWC (nach [211]).

5.2.4 Einfluss der Substrattemperatur

Die Substrattemperatur beeinflusst das Gefüge bezüglich der Massenanteile der jeweiligen Phasen und damit die mechanischen Eigenschaften von FeCrMoVWC. Tabelle 16 enthält die Massenanteile der Phasen von FeCrMoVWC bei verschiedenen Substrattemperaturen. Abbildung 55 sowie Tabelle 17 zeigen die resultierenden mechanischen Eigenschaften. Untersuchungen des Gefüges hinsichtlich Größe und Verteilung der Phasen haben keine signifikanten Unterschiede in Abhängigkeit der gewählten Substrattemperaturen gezeigt. Länge und PDAS der Dendriten bleiben konstant bei unterschiedlichen Substrattemperaturen. Dies deutet darauf hin, dass die Erstarrungsgeschwindigkeit, der Temperaturgradient in der Schmelze und die Wachstumsrate von der Substrattemperatur kaum beeinflusst werden. Die Beobachtung deckt sich mit den Ergebnissen von Dai *et al.* [91], die keinen Einfluss der Substrattemperatur auf die Erstarrungsbedingungen des Schmelzpool festgestellt haben, jedoch eine deutliche Abnahme des Temperaturgradienten im Bauteil.

Tabelle 16: Mittels röntgenographischer Analyse bestimmte Phasengehalte in SLM prozessiertem FeCrMoVWC in Abhängigkeit der Substrattemperatur.

Substrattemperatur in °C	Martensitgehalt in Massenanteil in %	Austenitgehalt in Massenanteil in %	Karbidgehalt in Massenanteil in %	Martensit/Austenit
RT	62	33	5	1,88
200	41	56	3	0,73
300	40	57	3	0,70
400	50	46	4	1,09
500	49	48	3	1,02

Erst nach der Erstarrung der Schmelzbahnen entstehen die beobachtbaren Effekte. Sie entsprechen einer in-situ Anlassbehandlung. Die tatsächliche Bauteiltemperatur setzt sich aus der Substrattemperatur und der Aufheizung durch den Laser zusammen. Messungen der Substrattemperatur ohne aktive Substratplattenheizung haben eine Temperaturerhöhung durch den Wärmeeintrag des Lasers um etwa 150-200 °C ergeben. Anlasseffekte können daher schon bei niedrigen Substrattemperaturen auftreten.

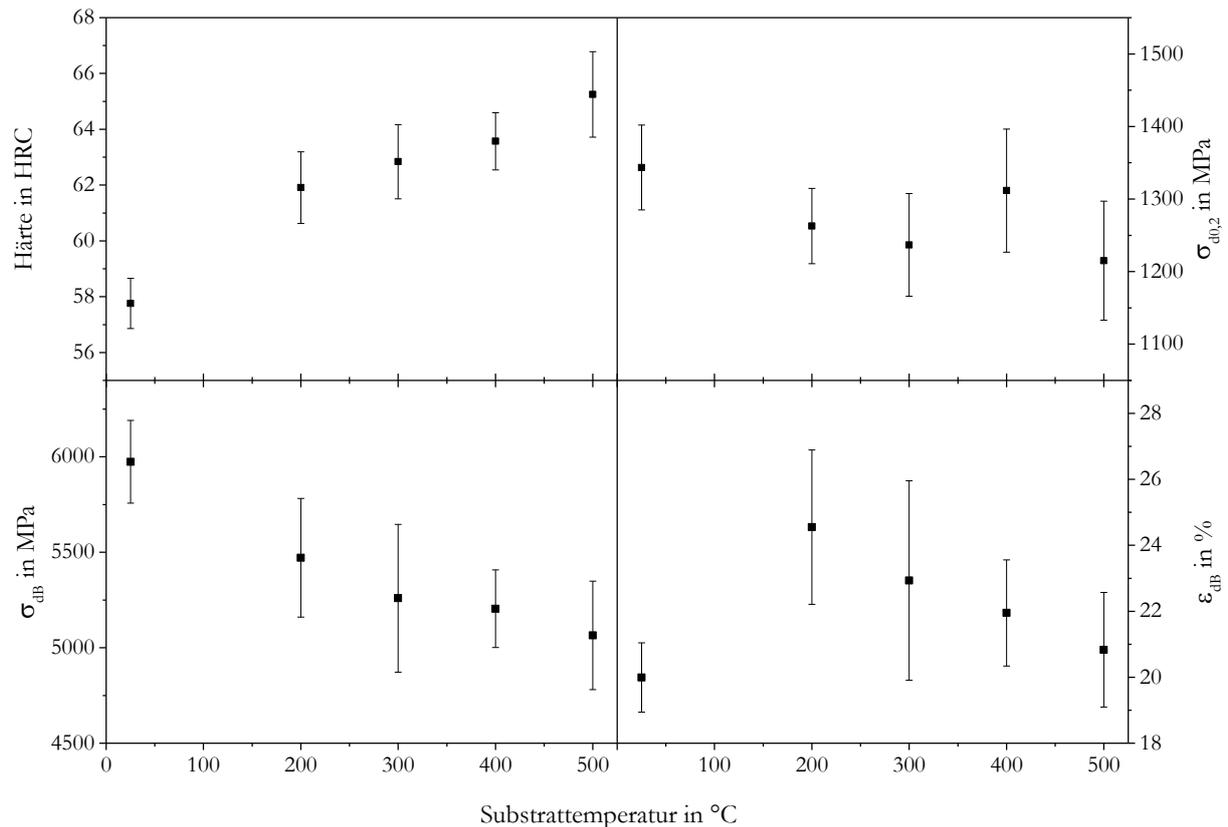


Abbildung 55: Die mechanischen Eigenschaften Härte, technische Stauchgrenze $\sigma_{0,2}$, technische Bruchfestigkeit σ_{dB} und technische Bruchdehnung ϵ_{dB} von FeCrMoVWC in Abhängigkeit der Substrattemperatur bei konstanten SLM-Parametern ($E_V = 312,5 \text{ J/mm}^3$).

Ohne Substratplattenheizung ist der höchste Martensitgehalt feststellbar. Da die Gefügemorphologie darauf hindeutet, dass die Abkühlungsbedingungen durch die Substratplattenheizung nicht beeinflusst werden, müssen andere Einflüsse für den hohen Martensitgehalt verantwortlich sein. Die Erhöhung der Substrattemperatur verringert Eigenspannungen und Verzug im SLM-Prozess [87-92]. Folglich sind die Eigenspannungen, wenn die Substratplattenheizung nicht verwendet wird, am höchsten. Dies hat eine spannungsinduzierte Umwandlung von Restaustenit in Martensit zur Folge. Die auftretende

Volumenänderung wirkt Zugeigenspannungen entgegen und verringert damit die Eigenspannungen im Bauteil [85, 86, 242, 243].

Eine effektive Verringerung von Eigenspannungen und Verzug ist bereits ab 100 °C beschrieben worden [158]. Bei 200 °C Substrattemperatur ist eine Verringerung des Martensitgehaltes um 21 % beobachtbar. Dies dürfte auf die Verringerung des Temperaturgradienten im Bauteil und die damit verbundene Eigenspannungsreduzierung zurückzuführen sein. Die spannungsinduzierte Umwandlung von Restaustenit in Martensit verringert sich dadurch deutlich. Ab 400 °C Substrattemperatur erhöht sich der Martensitgehalt wieder, was auf eine temperaturinduzierte Umwandlung von Restaustenit in Martensit zurückzuführen ist. Diese in-situ Anlassbehandlung tritt auch bei 500 °C Substrattemperatur noch auf.

Auch bei H13 Stahl konnte eine gleichartige Änderung des Restaustenitgehaltes mit der Substrattemperatur beobachtet werden [157]. Der Restaustenitgehalt stieg von RT-Substrattemperatur zu 200 °C Substrattemperatur an und sank dann mit Erhöhung der Substrattemperatur auf 400 °C wieder ab.

Die mechanischen Eigenschaften hängen von der Substrattemperatur und den damit verbundenen Martensit- und Austenitgehalten, den Eigenspannungen und dem Wärmebehandlungszustand der Phasen ab. Der Karbidgehalt zeigt keine signifikanten Unterschiede in Abhängigkeit der Substrattemperatur und auch Anordnung, Karbidform- und Größe unterscheiden sich nicht. Ohne Substratplattenheizung ist die Härte mit $57,8 \pm 0,9$ HRC am geringsten. Der Martensitgehalt ist zwar höher als bei den Proben, die mit Substratplattenheizung gebaut wurden, der Martensit ist jedoch nicht angelassen. Die Härte steigt mit der Substrattemperatur. Vorrangig aufgrund der Anlassbehandlung des Martensits und zweitrangig aufgrund des steigenden Martensitgehaltes.

Die Stauchgrenze wird nicht signifikant von der Substrattemperatur beeinflusst. Bei den Proben, die mit der Substratplattenheizung hergestellt wurden, sinken Druckfestigkeit und Verfestigung mit zunehmender Substrattemperatur ab. Dies ist auf den sinkenden Restaustenitgehalt zurückzuführen, wodurch der festigkeitssteigernde TRIP-Effekt verringert wird. Druckfestigkeit und Verfestigung sind ohne Substratplattenheizung höher als bei den Proben, die mit Substratplattenheizung hergestellt wurden. Trotz des geringeren Austenitgehaltes kommt es zu einer ausgeprägten Verfestigung. Weiterhin wirkt sich die Kaltverfestigung durch die höheren Eigenspannungen aus. Die Bruchstauchung ist ohne Substratplattenheizung am geringsten und zeigt ein Maximum bei 200 °C Substrattemperatur. Das Maximum der Bruchstauchung bei 200 °C ist ebenfalls bei FeCrMoVC beobachtbar gewesen. Hohe Eigenspannungen und der hohe

Martensitgehalt verringern die Bruchstauchung bei Proben, die ohne Substratplattenheizung hergestellt wurden. Ein hoher Restaustenitgehalt und verringerte Eigenspannungen erhöhen die Bruchstauchung. Der höchste Restaustenitgehalt liegt bei 200 °C Substrattemperatur vor und damit auch der höchste Anteil an duktiler Phase. Gleichzeitig sind die Eigenspannungen schon effektiv verringert, was in Konsequenz zum Bruchstauchungsmaximum führt.

Für geringe Riss- und Verzugsneigung im SLM-Prozess sollte eine Substrattemperatur von 200 °C gewählt werden. Der Temperaturgradient im Bauteil ist bereits effektiv verringert, was durch das Ausbleiben spannungsinduzierter Phasenumwandlung impliziert wird. Gleichzeitig kann der hohe Restaustenitgehalt einen Eigenspannungsabbau durch spannungsinduzierte Phasenumwandlung ermöglichen. Zusätzlich ist die Verformbarkeit am höchsten, was einen Verzug des Bauteils vor einer Rissbildung zulassen sollte.

Tabelle 17: Mechanische Eigenschaften Härte, technische Stauchgrenze $\sigma_{d0,2}$, technische Bruchfestigkeit σ_{dB} und technische Bruchstauchung ϵ_{dB} von FeCrMoVWC mittels SLM bei verschiedenen Substrattemperaturen verarbeitet und im SK-Gusszustand.

Probe	Härte in HRC	$\sigma_{d0,2}$ in MPa	σ_{dB} in MPa	ϵ_{dB} in %
312,5 J/mm ³ , T _{SP} RT [211]	57,8±0,9	1344±59	5974±217	20±1,1
312,5 J/mm ³ , T _{SP} 200 °C	61,9±1,3	1263±52	5471±311	24,6±2,3
312,5 J/mm ³ , T _{SP} 300 °C	62,8±1,3	1237±71	5259±387	22,9±3
312,5 J/mm ³ , T _{SP} 400 °C	63,6±1	1311±85	5204±203	22±1,6
312,5 J/mm ³ , T _{SP} 500 °C	65,3±1,5	1215±82	5065±284	20,8±1,7
SK-Guss [11]	61±0,6	1296±10	5439±20	23±0,5

5.3 Anpassen einer Legierungsmodifikation an das selektive Laserschmelzen

Eine modifizierte Legierungszusammensetzung, auf Grundlage der beiden bisher untersuchten Werkzeugstähle, soll eine bessere Verarbeitbarkeit im SLM-Prozess ermöglichen und gleichwertige oder sogar höhere Festigkeit, Duktilität und Härte aufweisen. Da sowohl die Pulverherstellung als auch die Parameterfindung für jede Legierungsmodifikation sehr aufwendig ist, wird die Verarbeitbarkeit im SLM-Prozess durch das Kohlenstoffäquivalent abgeschätzt und die zu erwartenden Eigenschaften aus Versuchen mit einem Rascherstarrungsprozess, dem Schleuderguss, abgeleitet.

5.3.1 Gegenüberstellung mit der Schleudergusstechnologie

Zunächst wurden Schleudergussproben der Legierungen Fe85Cr4Mo8V2C1 und Fe85Cr4Mo1V1W8C1 hergestellt. Dies soll zeigen, ob die Eigenschaften von Legierungen, die im Schleuderguss verarbeitet wurden, Rückschlüsse auf die Eigenschaften bei der Verarbeitung mittels SLM erlauben.

Abbildung 56 zeigt REM-Aufnahmen des Gefüges der beiden Legierungen im Schleuderguss-, Schwerkraftguss- und SLM-Zustand für ausgewählte Bedingungen und Abmessungen. Im Schleuderguss ist die Erstarrungsrate unter den ausgewählten Bedingungen deutlich höher als beim SK-Guss in eine Kupferkokille. Das Karbidnetzwerk ist deutlich feiner als im SK-Guss und es bilden sich kaum noch skelettartige Karbide. Im Vergleich zum SLM-Zustand ist das Gefüge gröber. Anhand des PDAS bei Fe85Cr4Mo1V1W8C1 wurde die Erstarrungsgeschwindigkeit abgeschätzt. Sie beträgt im SK-Guss rund 10^3 K/s (PDAS=10 μm), im Schleuderguss ca. $2,5 \cdot 10^4$ K/s (PDAS=2 μm) und bei SLM um die 10^5 K/s (PDAS=1 μm). Im Schleuderguss ist zwar die Erstarrungsgeschwindigkeit geringer als im SLM-Prozess, sie liegt aber deutlich näher am SLM-Prozess als am SK-Guss und das resultierende Gefüge hat größere Ähnlichkeit mit dem SLM- als mit dem SK-Gussgefüge.

Die mechanischen Eigenschaften, die aus dem Schleudergussprozess resultieren, liegen damit erwartungsgemäß zwischen denen aus SK-Guss- und SLM-Prozess, mit einer stärkeren Annäherung an den SLM-Prozess. In Abbildung 57 ist die technische Druckspannung in Abhängigkeit der technischen Stauchung für die drei Verfahren exemplarisch anhand von FeCrMoVC gezeigt. Tabelle 18 fasst die mechanischen Kennwerte aus dem Druckversuch zusammen. Stauchgrenze und Druckfestigkeit sind bei SLM und Schleuderguss nicht signifikant verschieden. Die Bruchstauchung ist beim Schleuderguss etwa 3 % höher als bei SLM. Der

Schleuderguss führt zu einer fast identischen Verfestigung wie bei SLM. Im SK-Guss ist die Stauchgrenze höher und die Verfestigung geringer als bei Schleuderguss und SLM.

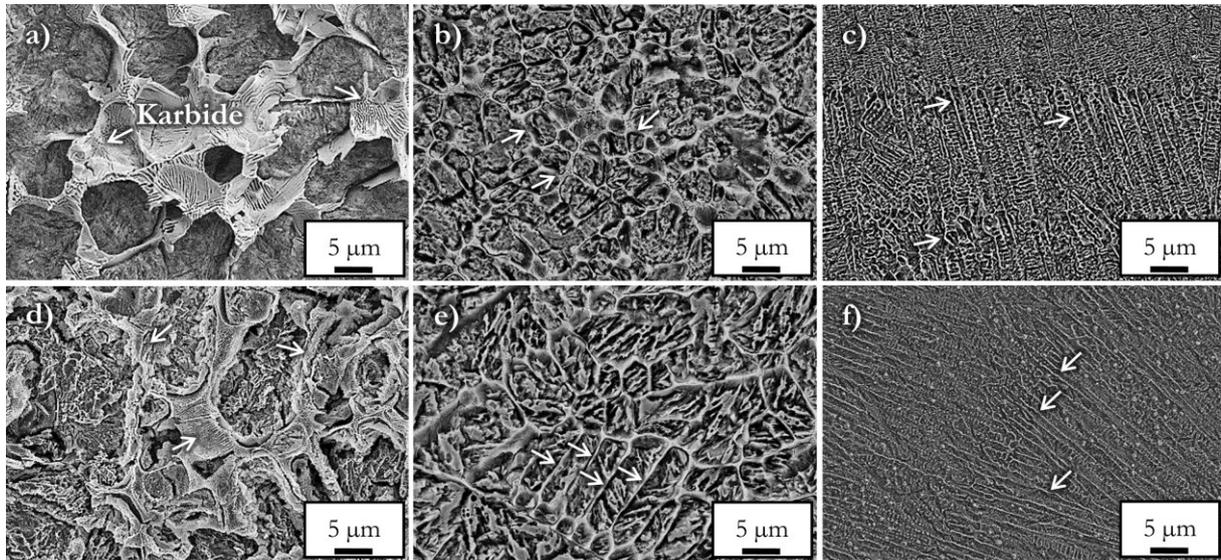


Abbildung 56: REM-SE-Aufnahmen von FeCrMoVC: a) SK-Guss (nach [204]); b) Schleuderguss; c) SLM. REM-SE-Aufnahmen von FeCrMoVWC: d) SK-Guss (nach [11]); e) Schleuderguss; f) SLM.

Die Härte von Fe85Cr4Mo8V2C1 im SK-Guss beträgt 743 ± 12 HV_{0,1}, im Schleuderguss 845 ± 19 HV_{0,3} und 900 ± 12 HV_{0,3} bei SLM. Im Schleuderguss liegt die Härte somit näher am SLM-Zustand als am SK-Gusszustand.

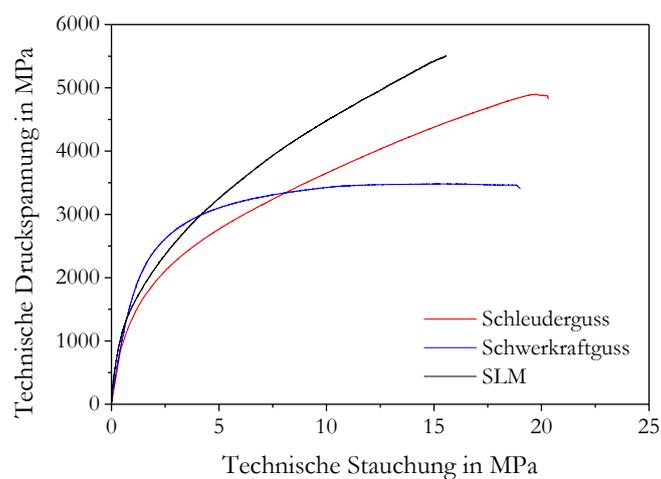


Abbildung 57: Technische Druckspannung in Abhängigkeit der technischen Stauchung am Beispiel von FeCrMoVC im SK-Guss-, Schleuderguss und SLM-Zustand.

Damit ist der Schleuderguss unter den gewählten Bedingungen geeignet, beim Einsatz von geringen Mengen Probenmaterial, die Eigenschaften einer Legierung, welche im SLM-Prozess verarbeitet wird, abzuschätzen. Nach der Verarbeitung im SLM-Prozess kann eine höhere Härte, ähnliche Druckfestigkeiten und eine etwas geringere Bruchstauchung erwartet werden.

Table 18: Die mechanischen Kennwerte technische Stauchgrenze $\sigma_{d0,2}$, Druckfestigkeit σ_{dB} und Bruchstauchung ϵ_{dB} von FeCrMoVC mittels SLM, SK-Guss und Schleuderguss verarbeitet (nach [204, 215]).

Probe	$\sigma_{d0,2}$ in MPa	σ_{dB} in MPa	ϵ_{dB} in %
SLM 312,5 J/mm ³	1337,5±43,7	5326,7±170,9	15,6±1,0
Schleuderguss	1345±86	4688±390	18,6±2,4
SK-Guss	1942±38	3536±143	17±1

Die Legierungsmodifikation hatte die Anpassung der beiden Legierungen Fe85Cr4Mo8V2C1 und Fe85Cr4Mo1V1W8C1 an den SLM-Prozess als Zielstellung. Dabei sollten die mechanischen Eigenschaften wie die hohe Härte, die Druckfestigkeit und die Bruchstauchung erhalten bleiben und die mechanischen Eigenschaften unter Zugbelastung verbessert werden. Um eine Vergleichbarkeit der Legierungen zu ermöglichen, wurden keine weiteren Legierungselemente als die schon verwendeten eingesetzt.

Die Schweißbarkeit ist von großer Bedeutung und hängt maßgeblich von den Legierungselementen ab. Der Einfluss der Legierungselemente kann u. a. über das Kohlenstoffäquivalent beschrieben werden. Für die Schweißbarkeit von Stählen wurden zahlreiche Ansätze für die Berechnung des Kohlenstoffäquivalents entwickelt. Ein Kohlenstoffäquivalent, welches die Schweißbarkeit eines Stahls im SLM-Prozess beschreibt, existiert aktuell nicht. Um die Anwendbarkeit einer Vorgabe zur Berechnung des Kohlenstoffäquivalents für den SLM-Prozess zu ermitteln, wurde die Verarbeitbarkeit diverser Stähle im SLM-Prozess (316L [173], 304 [244], Maraging 14Ni-300 [245] und 18Ni-300 [80], H13 [156], HY100 [165], M2 [246], ultra high carbon steel [170], 4340 [167], H20 [247], A131 Eh36 [166]) mit ihren Kohlenstoffäquivalenten (CE_{IIW} [130], P_{CM} [131], CEN [132], CE_w [133]) verglichen. Der Vergleich von CE_{IIW} und CE_w liefert keine konsistenten Ergebnisse und folglich sind sie nicht geeignet um Hinweise auf die Verarbeitbarkeit im SLM-Prozess zu geben. Einzig konsistent ist das Kohlenstoffäquivalent nach P_{CM} . Werte über 1,6 deuten auf eine schwierige Verarbeitbarkeit hin. Stähle mit einem P_{CM} kleiner als 1,3 sind gemäß den Literaturquellen mit hoher Dichte und geringem Verzug verarbeitbar gewesen.

Negativ auf die Schweißbarkeit wirken sich von den verwendeten Legierungselementen Kohlenstoff, Vanadium, Molybdän und Chrom aus. Der Kohlenstoffgehalt hat die stärksten

Auswirkungen und muss daher so gering wie möglich gewählt werden. Des Weiteren sollte der Anteil der Karbidbildner verringert werden. Wie sich an den Legierungen Fe85Cr4Mo8V2C1 und Fe85Cr4Mo1V1W8C1 gezeigt hat, kann Molybdän durch Wolfram substituiert werden und damit die Verarbeitbarkeit verbessert werden. Molybdän wird daher in der Legierungsmodifikation nicht verwendet. Der Chromanteil wurde konstant bei 4 % festgesetzt. Wolfram wurde für die Schleudergussversuche zwischen 8 und 2 % und Vanadium zwischen 2 und 0,5 % variiert. Eine Reduzierung des Wolframgehalts von 4 auf 2 % geht mit einer deutlichen Reduzierung der Druckfestigkeit von 5036 ± 309 MPa auf 4175 ± 141 MPa einher, bei nicht signifikant veränderter Härte. Ein höherer Wolframgehalt als 4 % bringt keine signifikante Erhöhung der Druckfestigkeit und verringert die Härte. Wolfram hat keinen Einfluss auf das Kohlenstoffäquivalent und damit auf die Schweißbarkeit und wurde daher auf 4 % festgelegt. Eine Veränderung des Vanadium-gehalts zwischen 0,5 und 2 % hat keinen signifikanten Einfluss auf Härte oder Druckfestigkeit, verringert aber die Schweißbarkeit. Ein Vanadiumgehalt von 0,5 % wird folglich verwendet.

Für die Optimierung des Kohlenstoffgehaltes wurde dieser zwischen 0,3 und 0,9 % verändert. Die Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften technische Bruchstauchung, technische Stauchgrenze, technische Druckfestigkeit und Härte ist in Abbildung 58 dargestellt.

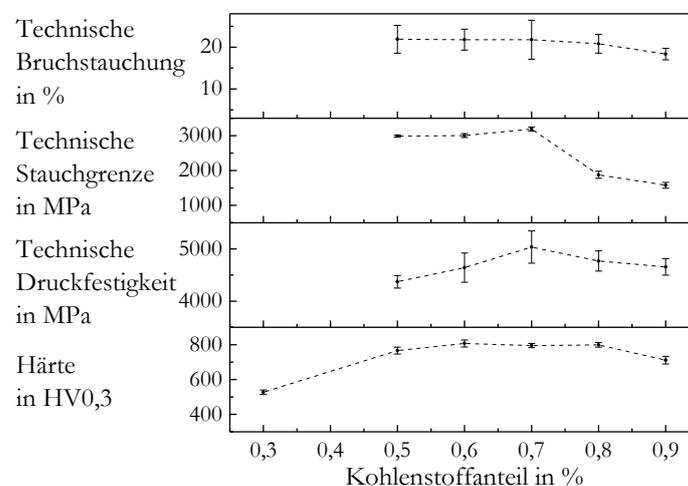


Abbildung 58: Technische Bruchstauchung, technische Stauchgrenze, technische Druckfestigkeit und Härte von im Schleuderguss verarbeitetem Fe91,5-xCr4V0,5W4Cx in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt.

Unterhalb von 0,5 % Kohlenstoff fällt die Härte deutlich ab, was einen Mindestkohlenstoffgehalt von 0,5 % bedingt. Die Stauchgrenze sinkt ab 0,8 % Kohlenstoff, was einen maximalen Kohlenstoffgehalt von 0,7 % bedeutet. Es konnte kein signifikanter Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die Bruchstauchung festgestellt werden. Dagegen ist die Druckfestigkeit

abhängig vom Kohlenstoffgehalt und bei 0,7 % am höchsten. Demnach wurde der Kohlenstoffgehalt auf 0,7 % festgelegt. Ein geringerer Kohlenstoffgehalt würde die Schweißbarkeit verbessern, aber die Härte und Druckfestigkeit verringern.

Ein weiteres Kriterium war die Auflösung des Karbidnetzwerkes, welches für die geringe Bruchdehnung verantwortlich gemacht wird [11, 205, 206]. Abbildung 59 zeigt die Anordnung der Karbide in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts. Mit 0,9 % Kohlenstoff bildet sich ein durchgängiges Karbidnetzwerk aus. Ein Karbidnetzwerk ist bei 0,7 % Kohlenstoff bereits nicht mehr erkennbar. Mit sinkendem Kohlenstoffgehalt nimmt die Anzahl der Karbide weiter ab.

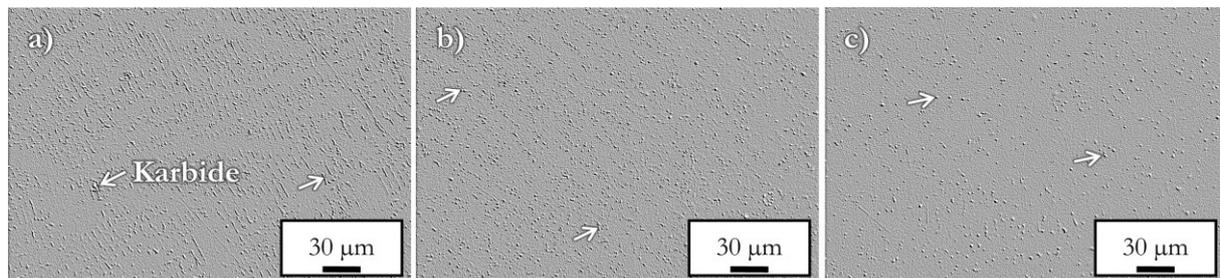


Abbildung 59: Lichtmikroskopische Aufnahmen von im Schleuderguss verarbeitetem $\text{Fe}_{91,5-x}\text{Cr}_4\text{V}_{0,5}\text{W}_4\text{C}_x$ (tiefengeätzt). Die netzwerkartige Struktur der Karbide löst sich mit sinkendem Kohlenstoffgehalt auf. a) 0,9 % C; b) 0,7 % C; c) 0,5 % C.

Wie sich bei der Verarbeitung der Legierung $\text{Fe}_{85}\text{Cr}_4\text{Mo}_1\text{V}_1\text{W}_8\text{C}_1$ im SLM-Prozess gezeigt hat, kann es zu einer Reduzierung des Kohlenstoffgehaltes durch den SLM-Prozess kommen. Dieses Phänomen wurde ebenfalls von Zhao *et al.* [232] beschrieben, der eine relative Verringerung des Kohlenstoffgehaltes um 21 % beobachtete. Die Festlegung des Kohlenstoffgehaltes auf 0,7 % scheint daher sinnvoll, da eine Verringerung des Kohlenstoffgehaltes um die beobachteten Werte noch keinen signifikanten Einfluss auf die zu erwarteten mechanischen Eigenschaften hat.

Schlussendlich wurde für die Verdüsung die Zusammensetzung $\text{Fe}_{90,8}\text{Cr}_4\text{V}_{0,5}\text{W}_4\text{C}_{0,7}$ (Massenanteil in %) ausgewählt, die im Folgenden als FeCrVWC bezeichnet wird.

5.3.2 Einfluss der Prozessparameter auf die Dichte von FeCrVWC

Um die Prozessparameter für FeCrVWC festzulegen, wurden zunächst Einzelschmelzbahnen erzeugt. Eine veränderte Anordnung der Schmelzbahnen, gezeigt in Abbildung 60 (vgl. Abbildung 20), erlaubt, neben Form und Dimension der Schmelzbahn, auch verschiedene Schraffurabstände zu beurteilen. Die Laserleistung wurde zwischen 100 und 200 W, die

Scangeschwindigkeit zwischen 300 und 700 mm/s und der Fokus zwischen -2 und 2 mm variiert. Zu deutlich verringerter Gleichmäßigkeit der Schmelzbahnen bei ansonsten gleichen Parametern führen die Fokuslagen 1 und 2 mm. Die gleichmäßigsten Schmelzbahnen werden bei 175 W Laserleistung und 550 mm/s Scangeschwindigkeit erzielt. Zwischen 0,1 und 0,6 mm Schraffurabstand wird die geringste Rauheit erzeugt.

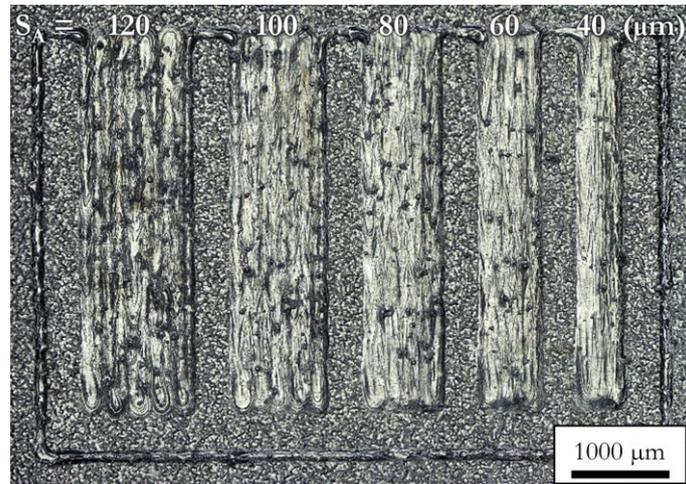


Abbildung 60: Einzelschmelzbahn von FeCrVWC bei 550 mm/s Scangeschwindigkeit, 175 W Laserleistung und -2 mm Fokus. Das Layout erlaubt neben der Auswertung der Schmelzbahnform auch die Beurteilung verschiedener Schraffurabstände.

Anhand von Konturquadern wurde der Konturparametersatz festgelegt und die Anbindung zwischen den Schichten beurteilt. Es zeigte sich, dass bei einer Fokuslage von -2 mm, einem Punktabstand von 200 μm und einer Punktbelichtungszeit von 400 μs die geringste Rauheit erreicht werden kann. Die gewählte Fokuslage gleicht die leistungsabhängige Fokuslagenverschiebung der SLM-Anlage aus, sodass die reale Fokuslage bei etwa 0,5 mm liegt.

Für die Bestimmung der Volumenparameter wurden Volumenwürfel im Parameterbereich 150 bis 200 W Laserleistung, 400 bis 650 mm/s Scangeschwindigkeit und 40 bis 200 μm Schraffurabstand hergestellt. Abbildung 61 stellt die Abhängigkeit der relativen Dichte bei konstanter Laserleistung von Schraffurabstand und Scangeschwindigkeit dar. Es zeigte sich, dass in drei Bereichen eine hohe Dichte erzeugt wird. Im Bereich um 40 μm Schraffurabstand und 400 mm/s Scangeschwindigkeit wird eine hohe Dichte erreicht. Die Aufbaurate ist hier sehr niedrig. Zudem ist der spannungsverringende Effekt, der bei den Legierungen FeCrMoVC und FeCrMoVWC festgestellt wurde, bei dieser Legierung nicht notwendig. Ein Schraffurabstand zwischen 120 und 140 μm führt zu einer relativen Dichte über 99,5 % und gleichmäßigen Oberflächen. Bei komplexeren Formen als Würfeln hat sich gezeigt, dass die Schraffurabstände 130 und 140 μm keine reproduzierbar hohe Dichte mehr liefern. Das Prozessfenster, in welchem

bei 200 μm Schraffurabstand Würfel mit hoher Dichte produziert werden können, ist zu klein, um einen stabilen Prozess gewährleisten zu können.

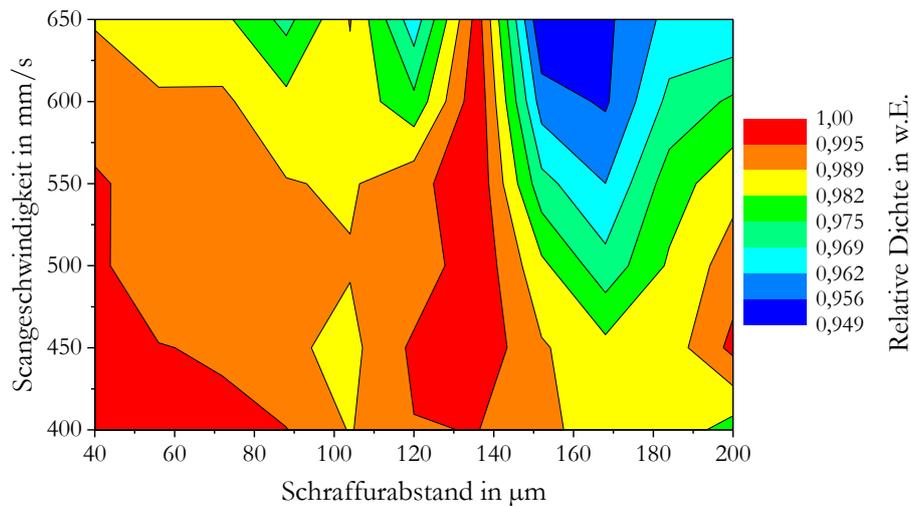


Abbildung 61: Relative Dichte von Volumenwürfeln aus FeCrVWC in Abhängigkeit von Scangeschwindigkeit und Schraffurabstand bei einer konstanten Laserleistung von 175 W. Die zugrundeliegende Matrix ist bei der Scangeschwindigkeit in 50 mm/s Schritten aufgelöst und beim Schraffurabstand in 10 μm Schritten.

Weiterhin wurden Überhangparameter eingeführt und eine Doppelbelichtungsstrategie verfolgt, welche es erlaubt, die Eigenschaften in den doppelt belichteten Bereichen gezielt zu verändern. Der Parametersatz, der für die Herstellung aller Gefügeproben und mechanischer Prüfkörper verwendet wurde, ist in Tabelle 19 angegeben.

Tabelle 19: SLM-Parametersatz von FeCrVWC mit Schichtdicke S_D , Laserleistung P , Scangeschwindigkeit S_v , Schraffurabstand S_A , Konturabstand K_A , Punktabstand P_A , Belichtungszeit B_t , Laserfokus F , Scanstrategie und Substrattemperatur T_{SP} .

	S_D in μm	L in W	S_v in mm/s	S_A in μm	K_A in μm	P_A in μm	B_t in μs	F in mm	Scanstrategie	T_{SP} in $^{\circ}\text{C}$
Volumen		175	550	120	-	200	400	-2	Streifen, 79°	
Kontur		125	450	-	90	200	400	-1	-	
Konturversatz	30	175	700	-	150	200	400	-1	-	RT
Überhang		100	330	120	-	200	400	-2	Streifen	
Doppelbelichtung		200	600	40	-	200	400	-2	Streifen	
Support		125	450	-	-	200	400	-1	-	

5.3.3 Struktur- und Gefügeanalyse

Während des SLM-Prozesses kommt es zu keiner Veränderung der Legierungszusammensetzung (Tabelle 20). Es ist ein Anstieg des Wasserstoffgehaltes feststellbar, der vermutlich aus Restfeuchte im Pulver und in der Atmosphäre stammt [248].

Tabelle 20: Ergebnisse der chemischen Analyse von Pulver und SLM gefertigten Materials aus FeCrVWC.

Elementgehalte in Massenanteil in %	Fe	Cr	V	W	C	O	N	H in ppm
Nom. Zusammens.	90,8	4	0,5	4	0,7	0	0	0
Exp. Zusammens. Pulver	90,96 ± 0,24	4,05 ± 0,01	0,51 ± 0,002	3,98 ± 0,01	0,68 ± 0,002	0,0178 ± 0,0002	0,00285 ± 0,00011	1,66 ± 0,23
Exp. Zusammens. SLM	90,67 ± 0,23	4,03 ± 0,01	0,51 ± 0,002	4,02 ± 0,01	0,67 ± 0,001	0,0082 ± 0,0017	0,0021 ± 0,001	14,1 ± 1,5

Abbildung 62 zeigt lichtmikroskopische Aufnahmen von schwerkraftgegossenem und SLM prozessiertem FeCrVWC. Im SK-Guss ist das Gefüge dendritisch. Plattenförmiger Martensit ist im Zentrum der Dendriten lokalisiert, welcher von einem breiten Saum Austenit umgeben ist. Das SLM-Gefüge ist deutlich feiner im Vergleich zum SK-Guss. Martensit tritt ebenfalls plattenförmig auf, wobei die Plattenausrichtung maximal um 45° von der Baurichtung abweicht. Häufig ist epitaktisches Wachstum der Platten über mehrere Schichten hinweg beobachtbar. Das Gefüge erscheint homogen und unterscheidet sich nicht an verschiedenen Positionen innerhalb der Bauteile. Der doppelt belichtete Randbereich zeigt deutliche Abweichungen vom einfach belichteten Kernbereich. Die Martensitplatten sind in diesem Bereich aufgelöst worden. Bei der erneuten Umschmelzung ist die Erstarrungsgeschwindigkeit durch die größere Kontaktfläche zwischen Schmelze und Festkörper höher als beim erstmaligen Aufschmelzen von Pulverpartikeln. Das Gefüge erscheint extrem fein, wobei der Martensit so stark verfeinert ist, dass keine Plattenmorphologie mehr erkennbar ist. Eine Vorzugsorientierung ist innerhalb des umgeschmolzenen Bereiches nicht mehr sichtbar. Die Umwandlungstiefe beträgt, bei den hier gewählten Bedingungen, beim Umschmelzen einer Schicht etwa drei Schichtdicken.

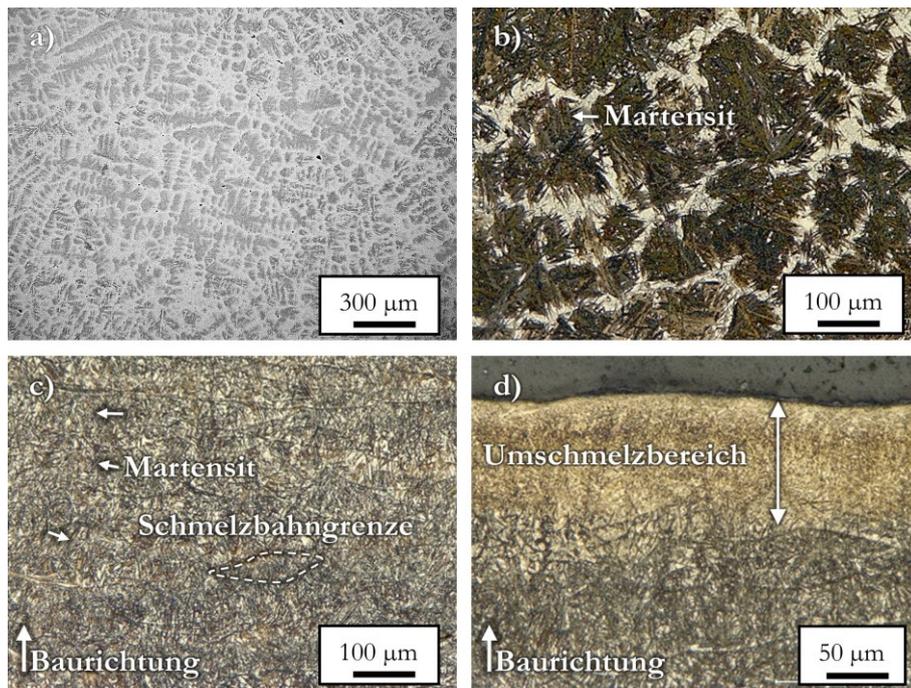


Abbildung 62: Lichtmikroskopische Aufnahmen von FeCrVWC im SK-Guss- und SLM-Zustand. a) SK-Guss (Nitalätzung); b) SK-Guss (Adlerätzung); c) SLM (Adlerätzung); d) SLM (Adlerätzung).

Im SK-Guss sind wenige vereinzelte Karbidausscheidungen erkennbar. Sie bilden kein Netzwerk. Anhand von EDX-Analysen kann auf Mischkarbide mit Vanadium oder Wolfram als Hauptelement geschlossen werden (Abbildung 63). Die Karbide sind ausschließlich in den austenitischen Bereichen zu finden.

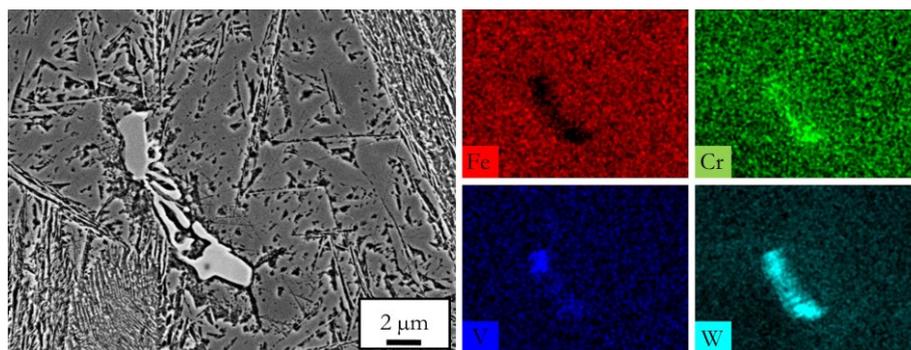


Abbildung 63: REM-SE-Aufnahme von FeCrVWC im SK-Gusszustand und die dazugehörige EDX-Elementverteilung.

Im SLM-Zustand ist das Gefüge zellulär/dendritisch (Abbildungen 64b, c). An den Dendritengrenzen sind Karbide ausgeschieden. Im Gegensatz zum Schleuderguss und SK-Guss erscheinen die Karbide netzwerkartig angeordnet zu sein. Die Karbide sind, wie bei

FeCrMoVWC, nicht in einem durchgehenden Karbidnetzwerk verbunden, sondern treten als einzelne Karbidausscheidungen entlang der Dendritengrenzen auf. In Abbildung 64d ist ein außergewöhnlich breiter Abschnitt der Karbide dargestellt. Im REM waren die üblichen Karbidgrößen nicht mehr darstellbar. Die Karbide liegen einzeln vor oder sind durch Grenzflächen voneinander getrennt. Es können keine Hinweise gefunden werden, dass im SLM-Prozess mehr Karbide ausgeschieden werden als im SK-Guss. Die Karbide sind im SK-Guss größer, stark lokalisiert und komplex-regelmäßig geformt (Abbildung 64a). Im SLM-Zustand sind sie homogen und sehr fein entlang der Dendritengrenzen verteilt. Der PDAS beträgt etwa $1\ \mu\text{m}$.

In doppelt belichteten Bereichen verringert sich der PDAS auf $0,5\ \mu\text{m}$, was eine Erhöhung der Erstarrungsgeschwindigkeit von ca. $10^5\ \text{K/s}$ auf etwa $5 \cdot 10^5\ \text{K/s}$ bedeutet (Abbildung 64e). Die erhöhte Erstarrungsgeschwindigkeit tritt bei der zweiten Belichtung auf, bei der die letzte Schicht ohne erneuten Pulverauftrag umgeschmolzen wird. Das Schmelzbad ist nach unten und zu beiden Seiten von Festkörpervolumen umgeben, wodurch sich die Wärmeabfuhr erhöht. Die verstärkte Wärmeableitung in Richtung der Seitenflächen führt zu Dendritenausrichtungen, welche häufig von der Baurichtung abweichen. Ein verringerter PDAS und Abweichungen der Dendritenausrichtung von der Baurichtung wurden ebenfalls bei der Doppelbelichtung von 316L Stahl beobachtet [249]. Innerhalb der WEZ, welche durch die zweite Belichtung entsteht, ist die dendritische Struktur und die damit verbundene Karbidanordnung aufgebrochen (Abbildung 64f).

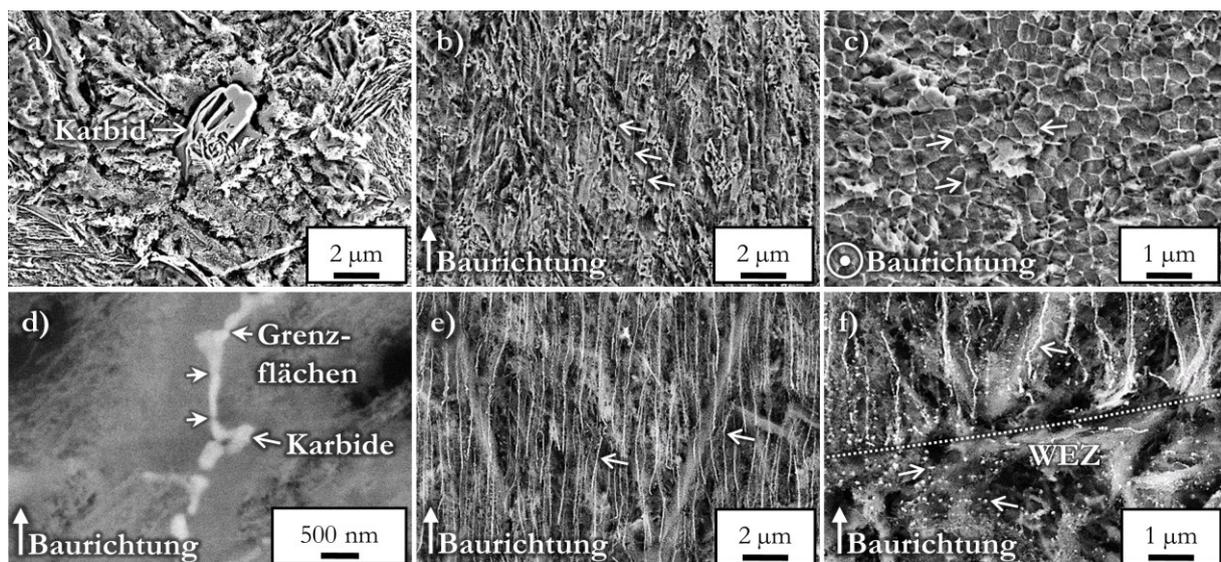


Abbildung 64: REM-Aufnahmen von FeCrVWC (tiefengeätzt). a) SK-Guss, SE-Modus; b-d) SLM, BSE-Modus; e, f) SLM doppelt belichtet, SE-Modus.

Die Phasenverteilung wurde mit EBSD untersucht. Abbildung 65 zeigt die Ergebnisse der EBSD-Analyse an FeCrVWC im SK-Gusszustand. Der Martensit tritt plattenförmig auf und ist in einer dendritischen Struktur angeordnet. Die martensitischen Bereiche werden durch austenitische Bereiche voneinander abgetrennt. Karbide kommen nur innerhalb des Austenits vor. Es können anhand der EDX- und EBSD-Ergebnisse zwei Karbidtypen identifiziert werden: Karbide mit Wolfram als Hauptbestandteil vom Typ M_2C und Karbide mit Vanadium als Hauptbestandteil vom Typ MC . Beide Karbidtypen sind Mischkarbide und enthalten alle in der Legierung vorkommenden Karbidbildner.

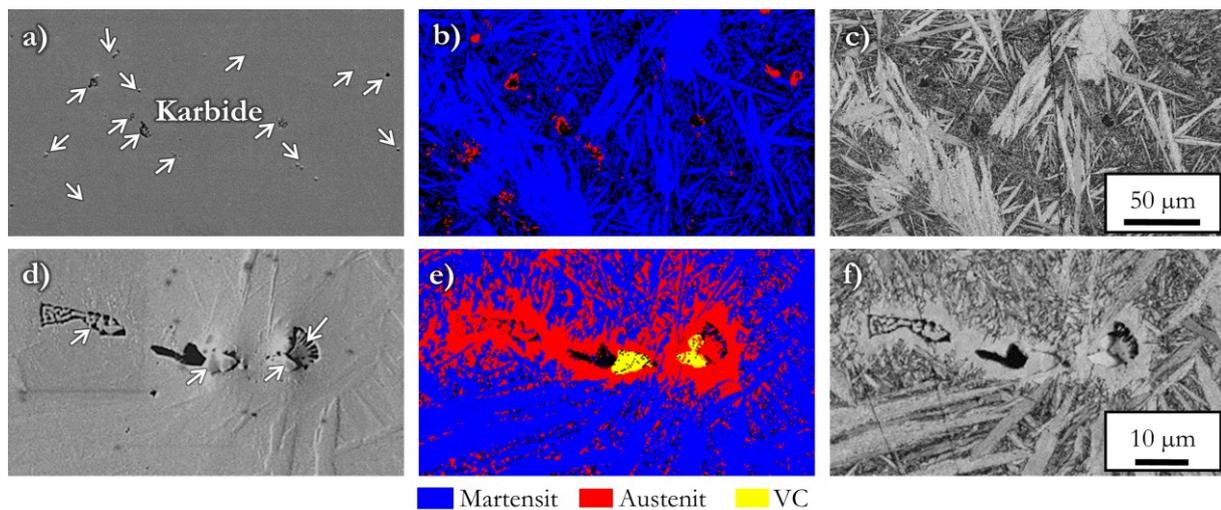


Abbildung 65: Ergebnisse der EBSD-Phasenanalyse an FeCrVWC im SK-Gusszustand. a, d) REM-Aufnahmen im SE-Modus; b, e) Phasenverteilung; c, f) Bandkontrast.

Die EBSD-Analyse von SLM prozessiertem FeCrVWC bestätigt die Überlagerung zweier Substrukturen im Gefüge. Wird die Probe mit den Volumenparametern verarbeitet (Abbildungen 66a-c) ist die dendritische Struktur erkennbar. Innerhalb der Dendriten ist Martensit lokalisiert. Um die Dendriten ist Austenit und in diesem sind wiederum die Karbide lokalisiert. Diese dendritische Struktur, die in Baurichtung ausgerichtet ist, wird von Martensitplatten überlagert, die in ihrer Ausrichtung von der Baurichtung abweichen. Bereits in den LM- und REM-Aufnahmen sind die Martensitplatten erkennbar gewesen. Es zeigt sich, dass diese aus einer Vielzahl an Submartensitplatten zusammengesetzt sind. Die dendritische Struktur ist in der Kornverteilung nicht erkennbar. Innerhalb der Dendriten ist der Martensit in eine Vielzahl an Körnern aufgeteilt. Die Submartensitplatten bilden je ein Korn. Viele benachbarte Submartensitplatten zusammen ergeben die plattenförmige martensitische Überstruktur, die sich über mehrere Schichten hinweg erstrecken kann.

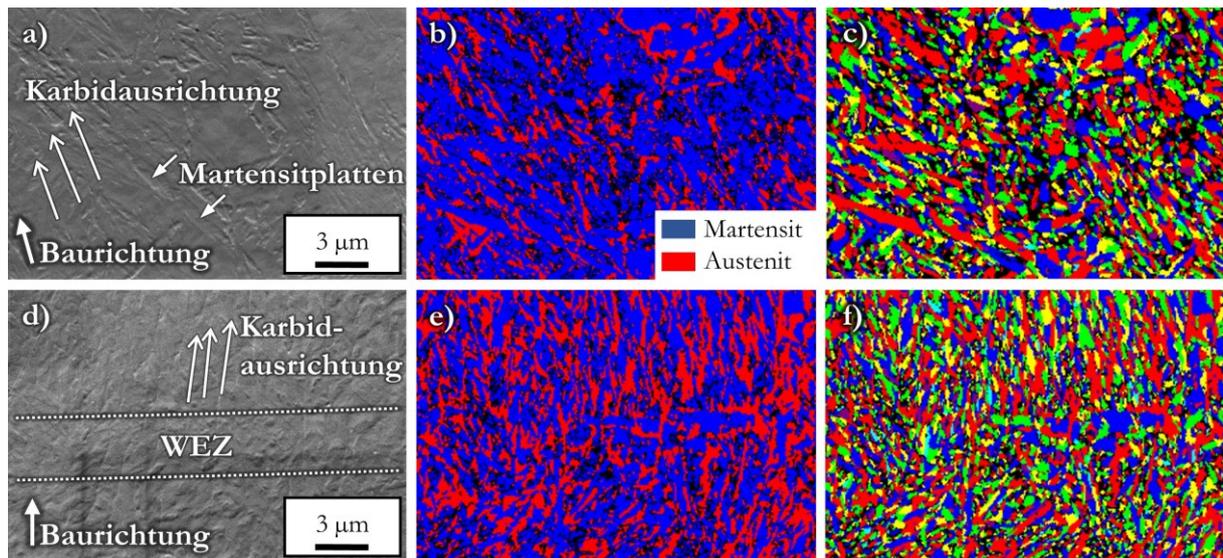


Abbildung 66: EBSD-Analyseergebnisse von FeCrVWC mit SLM prozessiert, wobei a-c mit den Volumenparametern und d-f doppelt belichtet wurden. a, d) REM-Aufnahmen im SE-Modus; b, e) Phasenverteilung; c, f) Kornverteilung, benachbarte Körner sind unterschiedlich eingefärbt.

Wird die Doppelbelichtung angewandt (Abbildungen 66d-f), ändert sich die Morphologie erheblich. Der PDAS sinkt auf $0,5\ \mu\text{m}$ und damit wird auch das gesamte Gefüge verfeinert. Die Martensitplatten werden bei der zweiten Belichtung aufgelöst oder ihre Ausdehnung wird stark verringert. Abbildung 66d zeigt den Übergang zweier Schichten. In der WEZ ist die Ausrichtung der dendritischen Struktur unterbrochen und ein Kornwachstum hat stattgefunden. Auch unterhalb der WEZ ist das Gefüge thermisch beeinflusst worden. Kurze Martensitplatten mit einer maximalen Länge von $3\ \mu\text{m}$ sind beobachtbar, die nicht in Baurichtung orientiert sind. Oberhalb der WEZ sind die Körner langgestreckt und in Baurichtung orientiert. Innerhalb der Dendriten ist die typische Phasenabfolge aus Martensit, Austenit und Karbiden erkennbar. Die Ausrichtung der Körner erstreckt sich bis zum thermisch durch die darüber liegende Schicht beeinflussten Bereich. Durch die Doppelbelichtung wird die Korngröße verringert und die Ausrichtung der Körner in Baurichtung verstärkt im Vergleich zu den Volumenparametern.

Die röntgenographische Phasenanalyse hat die Zusammensetzung aus Martensit, Austenit und Karbiden bestätigt (Tabelle 21). Der Karbidgehalt ist sehr gering, was sich mit der optischen Analyse deckt. Detektiert wurde ein Mischkarbid vom Typ MC. Anhand der Gitterkonstante kann auf ein Mischkarbid, das Chrom und Vanadium enthält, geschlossen werden. Dies deckt sich mit der EDX-Analyse vom SK-Gusszustand. Karbide vom Typ M_2C , mit Wolfram als Hauptbestandteil, wurden in der XRD-Analyse nicht gefunden. Anhand der EDX-Ergebnisse, kann das Vorkommen von Karbiden mit Wolfram als Hauptlegierungselement als gesichert

angesehen werden. Die geringe Anzahl und Größe der Karbide erzeugt zu schwache Reflexe für die Analyse.

Tabelle 21: Phasenzusammensetzung, Raumgruppe, kristallographische Gitterkonstanten und Phasenanteile, die mit Hilfe der Rietveld-Analyse an FeCrVWC im SK-Guss- und SLM-Zustand bestimmt wurden.

Probe	Phase	Raumgruppe	a in nm	V in nm ³	Phasenanteil in Massenanteil in %
SLM	Fe	<i>Im-3m</i>	0,28770(2)	0,023814(6)	63
Volumenparameter	Fe _{0,94} C _{0,06}	<i>Fm-3m</i>	0,36151(4)	0,04724(2)	37
	VC	<i>Fm-3m</i>	0,41393(-)	0,072922(-)	0,1
SLM	Fe	<i>Im-3m</i>	0,28763(15)	0,02380(4)	70
Doppelbelichtung	Fe _{0,94} C _{0,06}	<i>Fm-3m</i>	0,3618(3)	0,0473(1)	30
Schwerkraftguss	Fe	<i>Im-3m</i>	0,28758(5)	0,023783(12)	76
	Fe _{0,94} C _{0,06}	<i>Fm-3m</i>	0,36109(10)	0,04708(4)	24
	VC	<i>Fm-3m</i>	0,41462(-)	0,071279(-)	0,1

Der Martensitgehalt ist im SLM-Zustand um 13 % geringer im Vergleich zum SK-Guss und der Austenitgehalt ist entsprechend höher. Ursächlich dürfte die hohe Erstarrungsgeschwindigkeit im SLM-Prozess sein, die das Auftreten metastabiler Restaustenite begünstigen kann. Der Effekt wurde bereits vielfach bei SLM verarbeitetem Stahl beobachtet [146-149]. Durch die Doppelbelichtung jeder Schicht steigt der Martensitgehalt um 7 % an und der Austenitgehalt verringert sich im gleichen Maße. Die Erhöhung des Martensitgehalts geht auf eine in-situ Anlassbehandlung zurück. Das Volumen unterhalb jeder Schicht wird bei deren doppelter Umschmelzung zweimal erwärmt, wobei es zu einer Umwandlung von Restaustenit in Martensit kommt. Untersuchungen an 1.4021 haben gezeigt, dass das Volumen unterhalb jeder neuen Schicht bis zu einer Tiefe von 80 µm über A_{C1} hinaus erwärmt wird und somit eine in-situ Anlassbehandlung stattfinden kann [235].

Der Gehalt an eingelagerten Legierungselementen im Martensit und Restaustenit lässt sich anhand der Gitterparameter abschätzen [219]. Die geringen Unterschiede zwischen den Gitterkonstanten bei SK-Guss- und SLM-Zustand deuten im Vergleich zur Literaturreferenz (Austenit: a = 0,3618 nm [217], Martensit: a = 0,28664 nm [221]) auf die Einlagerung von Legierungselementen und geringe Eigenspannungen hin. Dies belegt die gute Verarbeitbarkeit der Legierung im SLM-Prozess.

5.3.4 Werkstoffmechanisches Verhalten

Mit Hilfe der gezielten Variation der SLM-Prozessparameter wie z. B. Doppelbelichtung lässt sich das Gefüge von FeCrVWC beeinflussen. Folglich sollte somit auch eine Einstellung der mechanischen Eigenschaften möglich sein. Im SK-Gusszustand hat FeCrVWC eine Härte von 590 ± 41 HV_{0,3} bzw. $53,9 \pm 0,6$ HRC. Mit SLM verarbeitet lässt sich die Härte gezielt lokal einstellen. Bereiche, die mit den Volumenparametern belichtet wurden, haben eine Härte von 637 ± 42 HV_{0,3} bzw. $54,8 \pm 2,4$ HRC. Die Doppelbelichtung führt zu einer deutlichen Steigerung der Härte auf 955 ± 46 HV_{0,3} bzw. umgerechnet etwa 68,5 HRC. Eine mögliche Anwendung ist eine gezielte Randhärtung z. B. bei Werkzeugen. Abbildung 67 zeigt ein Härteprofil mit doppelt belichtetem Randbereich. Es ist eine scharfe Abgrenzung zwischen doppelt belichtetem Randgefüge und dem Kerngefüge erkennbar. Der Härteverlauf korreliert mit den unterschiedlichen Gefügebereichen, die durch eine Doppel- bzw. Einfachbelichtung entstehen. Eine Übergangszone ist hierbei nicht feststellbar.

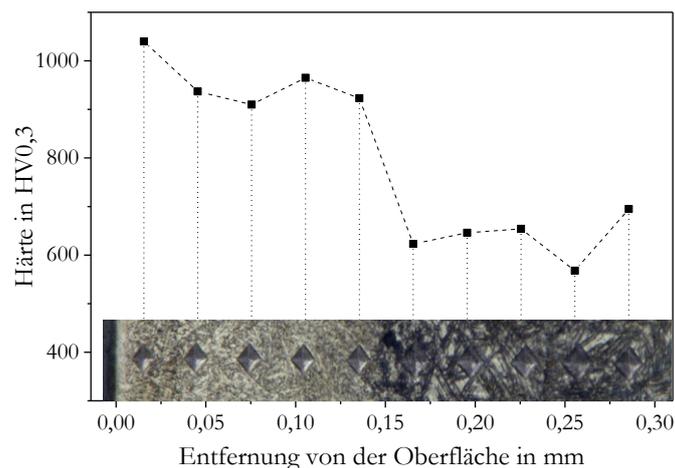


Abbildung 67: Härteprofil von FeCrVWC mit SLM vom doppelt belichteten Randbereichs (links) zum Kernvolumen (rechts).

Abbildung 68 zeigt die Spannungs-Stauchungs-Kurven von FeCrVWC im SK-Guss- und SLM-Zustand. Unter Druckbelastung zeigt FeCrVWC im SK-Gusszustand eine hohe Duktilität. Die SK-Gussproben weisen eine Bruchstauchung von 54 % auf und versagen durch einen Anriss unter 45° zur Belastungsrichtung. Ab der Stauchgrenze findet eine kontinuierliche Verfestigung statt. Mittels SLM verarbeitetes Material weist eine höhere Druckfestigkeit und eine geringere Bruchstauchung im Vergleich zum SK-Gusszustand auf. Die höhere Druckfestigkeit geht mit einer höheren Verfestigungsrate einher.

Aufgrund des verringerten Austenitgehalts haben die doppelt belichteten Proben eine geringere Verfestigung und damit eine geringere Druckfestigkeit im Vergleich zu den Proben, die mit den Volumenparametern hergestellt wurden. Die Bruchdehnung unterscheidet sich nicht. Tabelle 22 fasst die mechanischen Kennwerte aus dem Druckversuch zusammen.

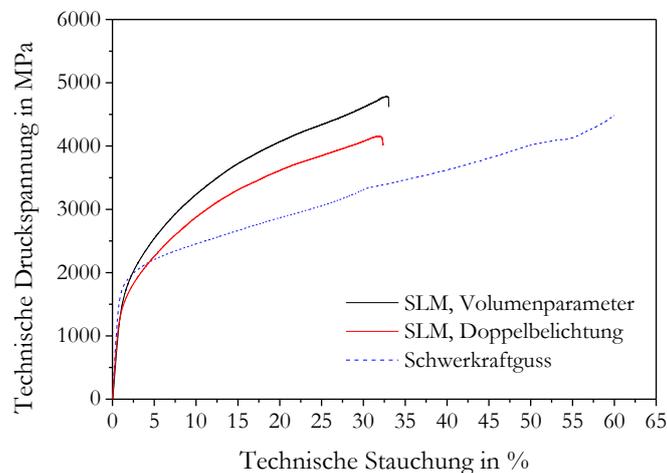


Abbildung 68: Technische Druckspannung in Abhängigkeit der technischen Stauchung von FeCrVWC.

Tabelle 22: Technische Stauchgrenze $\sigma_{d0,2}$, Druckfestigkeit σ_{dB} und Bruchstauchung ϵ_{dB} von FeCrVWC.

Probe	$\sigma_{d0,2}$ in MPa	σ_{dB} in MPa	ϵ_{dB} in %
SLM, Volumenparameter	1410±143	4536±334	33±3,7
SLM, Doppelbelichtung	1326±34	4122±25	33±1,8
SK-Guss	1365±197	4201±776	54±5,3

Die SLM-Proben (Volumenparameter) versagen duktil mit einem Gleitbruch unter 45° zur Belastungsrichtung. Abbildung 69a zeigt eine REM-Aufnahme der Bruchfläche von SLM prozessiertem FeCrVWC. Auf der Bruchfläche sind stark ausgeprägte Scherwaben feldartig angeordnet (Abbildung 69a, unten links). Dazwischen finden sich Bereiche mit moderat ausgeprägten Scherwaben (oben) und schwach ausgeprägten Scherwaben (rechts). Die Abmessungen der Scherwaben sind in der gleichen Größenordnung wie die Dendriten im SLM-Gefüge.

Bei der Bildung von Scherwaben entstehen zunächst Hohlräume vor der Risspitze. Entstehungsort der Hohlräume sind meistens eingeschlossene Teilchen, wie Karbide oder nichtmetallische Einschlüsse, oder Bereiche geringerer Duktilität [239]. Die gratartigen Umrandungen der Scherwaben bilden das zelluläre Erscheinungsbild der Dendriten im Querschnitt nach, was darauf hindeutet, dass die Hohlräumbildung durch den Martensit innerhalb der Dendriten stattfindet. Beim Riss wird die umliegende duktilere austenitische Phase zu den gratartigen Umrandungen der Scherwaben aufgezogen.

Drei SLM-Proben versagen durch einen Mischbruch. Unter 45° zur Belastungsrichtung treten Gleitbrüche auf. Abweichende Winkelflächen zeigen Spuren transkristalliner Spaltbrüche. Auf diesen Bruchflächen ist die dendritische Struktur deutlich zu erkennen (Abbildung 69b).

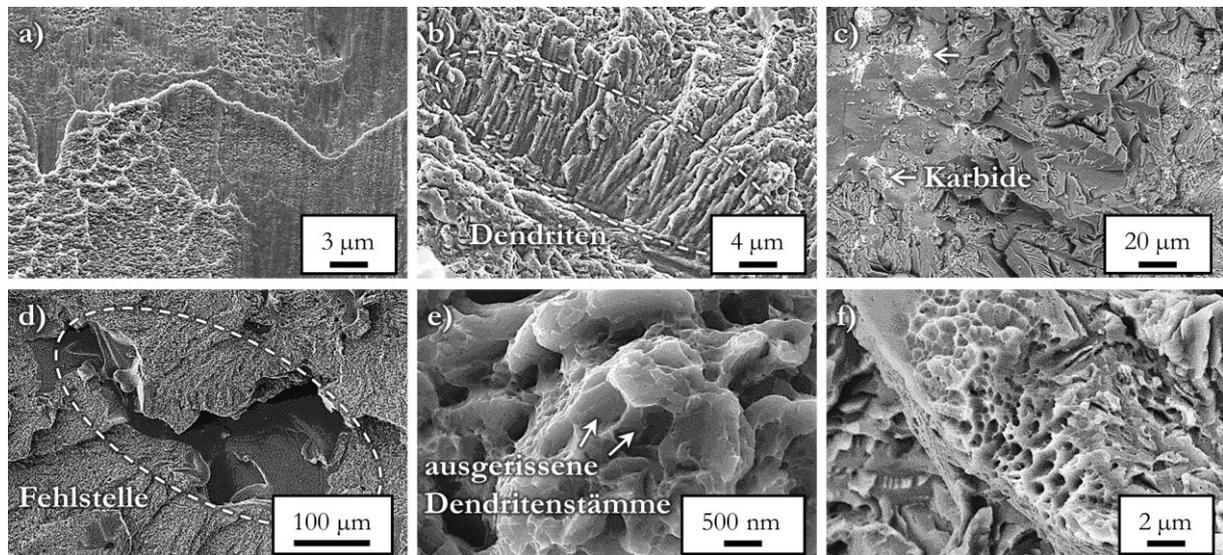


Abbildung 69: REM-SE-Aufnahmen von Bruchflächen von FeCrVWC: a) FeCrVWC SLM, Volumenparameter, Bruchfläche einer Druckprobe unter 45° zur Belastungsrichtung; b) FeCrVWC SLM, Volumenparameter, Spaltbruchanteil; c) FeCrVWC SK-Guss, Bruchfläche einer Zugprobe, SE- und BSE-Modus kombiniert; d, e) FeCrVWC SLM, Volumenparameter, Bruchflächen einer Zugprobe; f) FeCrVWC SLM, doppelbelichtet, Bruchfläche einer Zugprobe.

Abbildung 70 zeigt die Spannungs-Dehnungskurven von FeCrVWC im SK-Guss- und SLM-Zustand. Die mechanischen Kennwerte aus dem Zugversuch sind in Tabelle 23 zusammengefasst. Unter Zugbelastung erreicht FeCrVWC im SK-Guss eine Zugfestigkeit von 1471 ± 124 MPa und eine Bruchdehnung von $1,6 \pm 0,2$ %. Der Bruch erfolgt unter 90° zur Belastungsrichtung. Die Bruchflächen (Abbildung 69c) zeigen einen Mischbruch aus trans- und interkristallinem Spaltbruch. Innerhalb der Bereiche mit hoher Karbidkonzentration dominiert interkristalliner Spaltbruch durch den Austenit. In den martensitischen Bereichen erfolgt der Spaltbruch transkristallin.

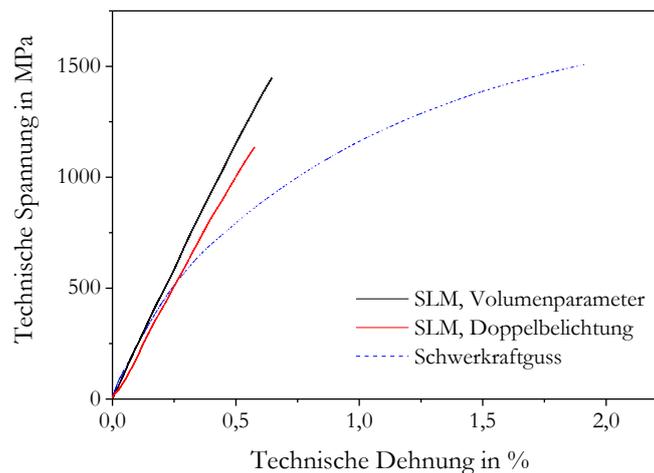


Abbildung 70: Technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm für FeCrVWC in Abhängigkeit der Herstellungsmethode.

Tabelle 23: Technische Streckgrenze $R_{p0,2}$, technische Zugfestigkeit R_m und technische Bruchdehnung A von FeCrVWC.

Probe	$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A in %
SLM, Volumenparameter	-	1466 ± 126	$0,7 \pm 0,1$
SLM, Doppelbelichtung	-	1174 ± 130	$0,6 \pm 0,1$
SK-Guss	939 ± 31	1471 ± 124	$1,6 \pm 0,2$

Bei der Verarbeitung der Legierung mittels SLM und den beschriebenen Volumenparametern bleibt die hohe Zugfestigkeit erhalten. Im Gegensatz zum SK-Guss findet keine plastische Verformung statt. Die Bruchdehnung ist im Vergleich zum SK-Guss deutlich herabgesetzt. Ursächlich hierfür sind Beschichtungs- und Delaminationsfehler. Abbildung 69d zeigt exemplarisch eine Fehlstelle. Die Ausdehnung dieser Art von Fehlstellen in Baurichtung ist sehr gering, sodass das Porenvolumen sehr klein ist. Eine Detektion durch Dichtemessung, Ultraschall oder Computertomographie ist kaum möglich. Innerhalb der Schichtebene können diese Fehlerarten große Abmessungen einnehmen. Sie verringern dadurch den effektiven Querschnitt und haben eine starke Kerbwirkung. Das Auftreten dieser Fehlstellen konnte auch durch Doppelbelichtung nicht verringert werden. Die SLM-Zugproben brechen durch transkristallinen Spaltbruch. Dabei ist die dendritische Struktur teilweise gut zu erkennen (Abbildung 69e). Entlang der Karbide an den Dendritengrenzen breitet sich der Riss aus. In einigen wenigen Bereichen sind auch Spuren eines Gleitbruches in Form von Scherwaben zu finden (Abbildung 69f).

Um den Einfluss des hohen Wasserstoffgehaltes bezüglich möglicher Wasserstoffversprödung (Tabelle 20) auszuschließen, wurden je 10 zusätzliche Zugproben wasserstoffarm geglüht (12h, 250 °C, Vakuum). Ein signifikanter Unterschied zu den nicht behandelten Proben konnte dabei allerdings nicht festgestellt werden.

6 Gegenüberstellende Diskussion der untersuchten Legierungen

6.1 Prozessierbarkeit

Die Prozessierbarkeit der drei untersuchten Legierungen im SLM-Prozess fällt sehr unterschiedlich aus. FeCrMoVC ist nur unter Verwendung der Substratplattenheizung in größeren Abmessungen verarbeitbar (Abbildung 71). FeCrMoVWC kann auch ohne Substratplattenheizung verarbeitet werden. Dazu ist ein Parametersatz mit geringer Schichtdicke und geringem Schraffurabstand notwendig. Die für den SLM-Prozess neu entwickelte Legierung FeCrVWC kann ohne Substratplattenheizung verarbeitet werden und erlaubt es eine hohe Scangeschwindigkeit und einen großen Schraffurabstand anzuwenden. Im Vergleich zu FeCrMoVWC ist die Aufbaurate mehr als viermal so schnell. Mit FeCrVWC wird zusätzlich die höchste Oberflächenqualität der drei Legierungen erreicht.

Nach ihrem Nickel und Chromäquivalent sind alle drei Legierungen heißbrissanfällig. Dass dennoch keine Heißrisse im SLM-Prozess auftreten, kann auf zwei Unterschiede im Vergleich zu konventionellen Schweißprozessen zurückgeführt werden: Die hohe Erstarrungsgeschwindigkeit im SLM-Prozess verringert die Heißrisseignung, da der Zeitraum, in dem Schmelzsäume existieren, sehr kurz ist [126]. Weiterhin bildet sich bei den hier verwendeten mehrphasigen Legierungen ein sehr feinkörniges Gefüge aus. Die Heißrisseignung wird durch feinkörniges Gefüge verringert, da die Schmelzsäume zwischen den Körnern dünner werden [124]. Bei FeCrVWC ist die Martensitstarttemperatur im Vergleich zu FeCrMoVC und FeCrMoVWC erhöht. Dies erlaubt die frühere Ausscheidung von Wasserstoff, da die Wasserstofflöslichkeit in Martensit deutlich geringer als in Austenit ist. Die Kaltrisseignung wird folglich verringert [102].

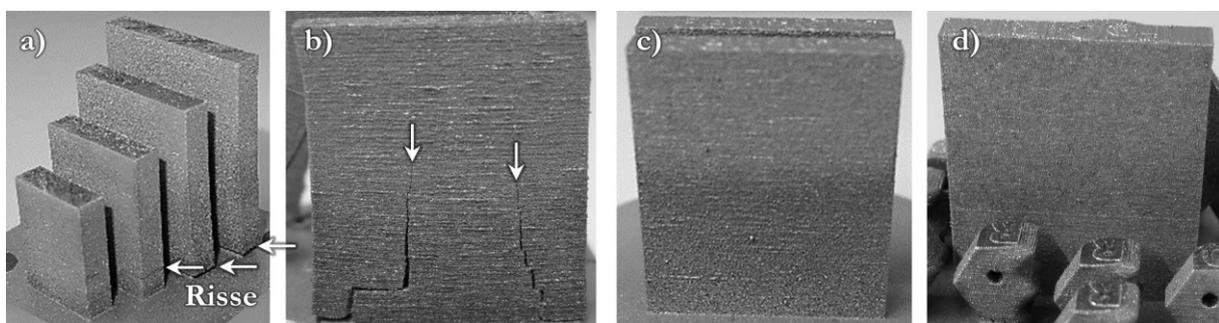


Abbildung 71: Quaderförmiger Prüfkörper mittels SLM bei RT hergestellt zur Beurteilung der Rissneigung und Oberflächenqualität. a) FeCrMoVC Quaderreihe mit ansteigender Kantenlänge von 15 bis 30 mm. Ab 20 mm Kantenlänge treten Risse auf. Detailansichten der Testquader mit 30 mm Kantenlänge: b) FeCrMoVC; c) FeCrMoVWC; d) FeCrVWC.

Die Prozessierbarkeit zeigt eine gute Übereinstimmung mit dem Kohlenstoffäquivalent der Legierungen nach P_{CM} . Der P_{CM} von FeCrMoVC beträgt 1,93 und deutet damit auf eine herausfordernde Verarbeitung hin, was sich in den Versuchen bestätigt hat. Im Vergleich dazu hat M2 Werkzeugstahl ein P_{CM} von 1,63 und ist nur mittels Substratplattenheizung verarbeitbar [158, 159]. Der P_{CM} von FeCrMoVWC ist 1,37 und damit nah an dem von 316L mit 1,3. Beide Legierungen sind gut mittels SLM prozessierbar. Die Verarbeitbarkeit von FeCrMoVWC ist als deutlich unproblematischer einzuschätzen als die von FeCrMoVC. Dennoch kann FeCrMoVC sowohl im SLM-Prozess als auch beim Laserauftragsschweißen verwendet werden [250]. FeCrVWC hat einen P_{CM} von 0,95 und lässt sich von allen untersuchten Legierungen mit der höchsten Baugeschwindigkeit und der geringsten Riss- und Verzugsneigung im SLM-Prozess verarbeiten. Zudem kann auf eine Substratplattenheizung verzichtet werden.

6.2 Gefüge

Die drei untersuchten Legierungen erstarren im SLM-Prozess zellulär/dendritisch. Dies ist typisch für das Gefüge SLM prozessierter Stähle und wird durch hohe Wachstumsraten und große Temperaturgradienten bei der Erstarrung bedingt. Plattenförmiger Martensit, der epitaktisch über mehrere Schichten hinweg aufwächst, wird bei allen drei Legierungen beobachtet.

Die Phasenzusammensetzung ist einheitlich Martensit, Restaustenit und komplexe Karbide vom Typ MC und M_2C . Der Karbidgehalt ist bei FeCrMoVC und FeCrMoVWC aufgrund des gleichen Kohlenstoff- und Karbidbildnergehalts ähnlich hoch, während bei FeCrVWC durch reduzierte Gehalte der karbidbildenden Elemente deutlich weniger Karbide ausgeschieden werden. Der Gehalt an Martensit und Austenit hängt maßgeblich von den Prozessparametern ab. So kann durch einen hohen Energieeintrag bei den beschriebenen Legierungen der Martensitgehalt erhöht und der Austenitgehalt verringert werden. Es wurde beispielsweise bei FeCrMoVC durch Verringerung des Schraffurabstands und bei FeCrVWC durch Doppelbelichtung der Energieeintrag erhöht. In beiden Fällen steigt der Martensitgehalt deutlich an. Ursächlich hierfür ist eine in-situ Wärmebehandlung. Durch den höheren Energieeintrag steigt die Temperatur des Bauteils und eine thermisch induzierte Phasenumwandlung des Restaustenits in Martensit findet statt. Diese Art der in-situ Wärmebehandlung ist auch durch die Substratplattenheizung realisierbar. Bei FeCrMoVC und FeCrMoVWC wurde bei Erhöhung der Substratplattentemperatur auf bis zu 500 °C der Martensitgehalt gesteigert.

Durch Mikrosegregation bei der Erstarrung kommt es zu einer geordneten Phasenabfolge innerhalb jedes Dendriten. Die Konzentration an Legierungselementen steigt vom Zentrum der Dendriten zu den Grenzen hin an. Im Zentrum der Dendriten ist Martensit lokalisiert. An den Dendritengrenzen liegt Restaustenit vor, der durch eine erhöhte Konzentration an eingelagerten Legierungselementen stabilisiert wird. Es ist davon auszugehen, dass die Restschmelze an den Dendritengrenzen die höchste Konzentration an Legierungselementen enthält. Dieser Bereich erstarrt in Form von Karbiden und Restaustenit. Die Karbide liegen als nanoskalige, abgerundete Einzelausscheidungen vor und bilden kein durchgehendes Netzwerk.

Eine hohe Erstarrungsgeschwindigkeit verhindert die Entstehung von Sekundärdendritenarmen. Der bereits erstarrte Volumenkörper wirkt als effektive Wärmesenke, sodass die Erstarrung ausgerichtet in Baurichtung erfolgt. Durch das wechselseitige Auftreten zweier Phasen mit unterschiedlicher Kristallstruktur (Martensit, Austenit) wird die Korngröße beschränkt. Innerhalb der Schmelzbahnen ist das Gefüge zellulär/dendritisch. Die Schmelzbahnen werden durch WEZ voneinander abgegrenzt innerhalb derer die Dendriten verkürzt und die Karbide vergrößert sind. Das Gefüge der Schmelzbahnen ist wiederkehrend und es lassen sich keine signifikanten positionsabhängigen Gefügeänderungen erkennen.

Die hier untersuchten Legierungen sind mit M2 Werkzeugstahl (FeCr4Mo5W6V2C0,9 (Massenanteil in %)), der mittels SLM verarbeitet wurde, vergleichbar. Mit 0,9 % liegt der Kohlenstoffgehalt nah an dem der untersuchten Legierungen. Der Gehalt an Karbidbildnern ist höher. Es tritt ebenfalls ein zellulär/dendritisches Gefüge auf [160, 161]. Auch die Phasenzusammensetzung, bestehend aus Martensit, Restaustenit und komplexen Karbiden vom Typ M_2C , M_6C und M_4C_3 ist ähnlich [94, 159, 162, 163]. Aufgrund des höheren Karbidgehaltes bilden die Karbide ein zusammenhängendes Netzwerk. Die Unterdrückung der Bildung von Restaustenit war mit den hier untersuchten Legierungen nicht möglich, kann aber mit dem M2 Stahl erreicht werden [159].

6.3 Mechanische Eigenschaften

Über die gezielte Anpassung der SLM-Prozessparameter und die Substrattemperatur lässt sich die Härte beeinflussen. Eine Erhöhung der Substrattemperatur kann, nach Durchlaufen eines Härteminimums, die Härte homogen im Bauteil erhöhen. Über die SLM-Prozessparameter Laserleistung, Lasergeschwindigkeit, Schraffurabstand oder die mehrfache Belichtung einer Schicht lässt sich der Energieeintrag steuern. Eine Erhöhung des Energieeintrags hat bei den untersuchten Legierungen eine Steigerung der Härte bewirkt. Diese Verfahrensweise hat den

Vorteil, dass ein Bauteil gezielt in verschiedene Bereiche eingeteilt werden kann, die mit unterschiedlichen SLM-Prozessparametern bearbeitet werden. Es ermöglicht bei der Legierung FeCrVWC den Randbereich mit einem Parametersatz zu verarbeiten, der eine maximale Härte bewirkt. Gleichzeitig kann der Kern des Bauteils mit einem Parametersatz belichtet werden, der eine möglichst hohe Festigkeit zur Folge hat.

In Abbildung 72 ist der Bereich der realisierbaren Härte im SLM-Prozess dem des SK-Gusszustands gegenübergestellt. Bei FeCrMoVC wurde die Härte mittels Substrattemperatur und Energieeintrag gesteuert. Für die Beeinflussung der Härte bei FeCrMoVWC wurde die Substrattemperatur variiert und bei FeCrVWC wurde die Härte über eine bereichsweise oder vollständige Doppelbelichtung jeder Schicht eingestellt. Eine Doppelbelichtung war bei FeCrMoVC und FeCrMoVWC nicht möglich, da ansonsten große Risse auftraten.

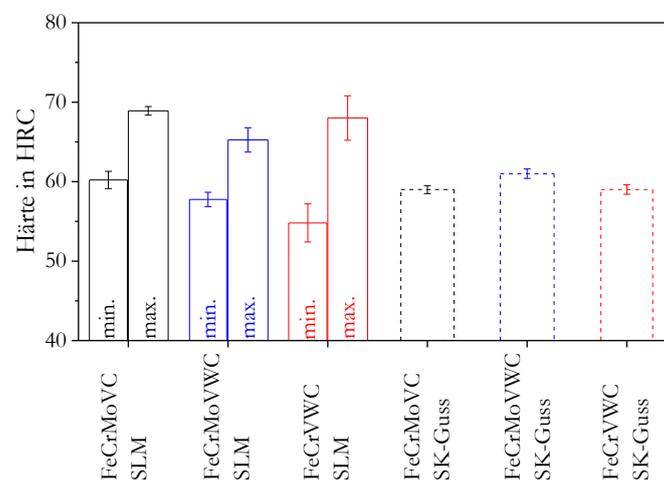


Abbildung 72: Minimal und maximal durch je zwei unterschiedliche SLM-Parametersätze erreichbare Härte der getesteten Legierungen und deren Härte im SK-Gusszustand.

Im Vergleich zum SK-Gusszustand ist eine deutliche Steigerung der Härte um bis zu 10 HRC bei allen Legierungen möglich. Ein Faktor zur Steigerung der Härte ist die Erhöhung des Martensitgehaltes im SLM-Prozess. Weiterhin wird der Martensit im SLM-Prozess in-situ angelassen [235]. Die in-situ Anlassbehandlung wird durch Erwärmung mit dem Energieeintrag des Lasers oder der Substratplattenheizung hervorgerufen. Ein weiterer Faktor ist die Verfeinerung des Gefüges, insbesondere der Karbidausscheidungen. Diese scheiden als Nanokarbide entlang der Dendritengrenzen aus. Im SK-Gusszustand liegen die Karbide bei FeCrMoVWC und FeCrMoVWC als mehrere Mikrometer große, komplexe Ausscheidungen vor, die netzwerkartig angeordnet sind. Bei FeCrVWC hingegen liegen die Karbide im SK-Gusszustand als komplexe, homogen verteilte Einzelausscheidungen vor.

Im Vergleich zu anderen Werkzeugstählen, die mittels SLM prozessiert wurden, ist die erreichte Härte bei den hier untersuchten Legierungen höher. Bei M2 Stahl wird eine Härte von 64 HRC erreicht [158]. Die etwas geringere Härte dürfte auf eine geringere Substrattemperatur von 100 °C in der Studie zurückzuführen sein, da Kohlenstoff- und Karbidgehalt ähnliche Härtewerte erwarten lassen. Bei H13 Stahl kann mit 67 HRC fast die Härte der verwendeten Legierungen erreicht werden [157]. Eine höhere Härte ist bei den untersuchten Legierungen nur durch Druckluftabkühlung von 500 °C Substrattemperatur (FeCrMoVC) oder Doppelbelichtung (FeCrVWC) möglich gewesen.

Härteunterschiede zwischen SLM- und konventionell verarbeitetem Zustand sind in der Literatur ebenfalls zu finden. Eine Erhöhung der Härte durch den SLM-Prozess wurde u. a. bei 316L [173, 174] und Maraging 300 [80] nachgewiesen. Eine Verringerung der Härte im SLM-Prozess konnte bei 17-4 PH Stahl beobachtet werden [148-150].

Die Faktoren, welche die Härte beeinflussen, haben auch Auswirkungen auf die Festigkeit. Abbildung 73 zeigt die Spannungs-Stauchungskurven der drei untersuchten Legierungen im SK-Guss- und SLM-Zustand. Das Verhalten der Legierungen im SK-Gusszustand unter Druckbeanspruchung wird von zwei Hauptfaktoren bestimmt: die Ausprägung des Karbidnetzwerks und dem Restaustenitanteil, welcher den TRIP-Effekt beeinflusst. FeCrMoVC hat im SK-Gusszustand einen Restaustenitanteil von 24 %, wodurch die Verfestigung durch den TRIP-Effekt gering ausfällt. Das ausgeprägte Karbidnetzwerk und der hohe Martensitgehalt führen zu einer hohen Stauchgrenze [10, 204]. Eine höhere Druckfestigkeit wird bei FeCrMoVWC im SK-Gusszustand erreicht. Ursächlich ist der hohe Restaustenitgehalt von 51 % in Verbindung mit einem ausgeprägten Karbidnetzwerk [11]. Die spröden Karbide sind Ausgangspunkte der Rissbildung und das Karbidnetzwerk fördert die instabile Rissausbreitung. Bei FeCrVWC liegen die Karbide einzeln vor und bilden kein Netzwerk. Im Vergleich zu FeCrMoVC und FeCrMoVWC ist die Bruchstauchung dadurch deutlich erhöht. Der Restaustenitanteil von 24 % erlaubt nur eine mäßige Verfestigung im Vergleich zu FeCrMoVWC.

Das Verhalten im SK-Gusszustand spiegelt sich als Tendenz im SLM-Zustand wieder. So erreicht FeCrVWC sowohl im SK-Guss- als auch im SLM-Zustand die höchste Bruchstauchung und die geringste Druckfestigkeit. FeCrMoVWC hat die höchste Druckfestigkeit. Im Vergleich zu den SK-Gusszuständen der Legierungen ist die Druckfestigkeit im SLM-Zustand durchgehend höher und die Bruchstauchung geringer. Die Festigkeitssteigerung wird durch Kornfeinung, Mischkristallverfestigung, Ausscheidungshärtung und Kaltverfestigung erreicht. Eine Kornfeinung folgt aus der hohen Erstarrungsgeschwindigkeit und der wechselseitigen Phasenordnung von Martensit und Austenit. Die Mischkristallverfestigung wird ebenfalls

durch die hohe Erstarrungsgeschwindigkeit und die damit verbundene starke Übersättigung verursacht. Für eine effektive Ausscheidungshärtung sorgt die Verfeinerung der Karbidausscheidungen. Unerwünscht ist die Festigkeitssteigerung durch Kaltverfestigung, da sie das Verformungsvermögen herabsetzt. Die Eigenspannungen, die durch den Temperaturgradienten im Bauteil während des SLM-Prozesses entstehen, erhöhen die Versetzungsdichte. Gleichzeitig erhöht sich die Gefahr von Rissen und Verzug. Die Duktilität wird herabgesetzt.

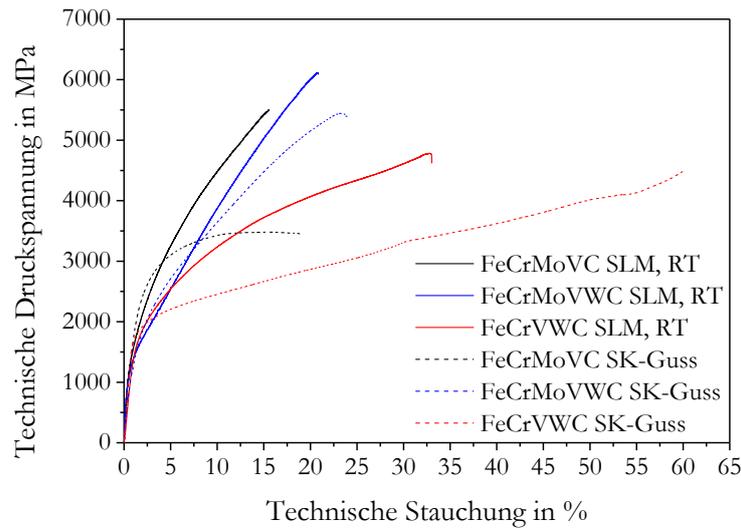


Abbildung 73: Technische Spannungs-Stauchungskurven der untersuchten Legierungen im SLM- und SK-Gusszustand.

Vergleicht man die drei Legierungen im SLM-Zustand untereinander, sind Restaustenit- und Karbidgehalt maßgeblich für die Unterschiede in Druckfestigkeit und Bruchdehnung verantwortlich. FeCrMoVC hat einen Restaustenitgehalt von 15 % und einen Karbidgehalt von 12 %. Dies führt zu einer hohen Druckfestigkeit, verringert allerdings die Duktilität. FeCrMoVWC hat einen deutlich höheren Restaustenitgehalt von 33 %, was sich durch eine höhere Duktilität bemerkbar macht. FeCrVWC hat den höchsten Restaustenitgehalt der getesteten Legierungen (37 %) und den geringsten Karbidgehalt (0,1 %). Durch die geringere Ausscheidungsverfestigung ist die Druckfestigkeit niedriger als bei den beiden Ausgangslegierungen. Die Bruchdehnung ist deutlich höher als bei FeCrMoVWC und FeCrMoVWC. Dies ist auf den geringen Karbidgehalt und die damit verringerten Rissausgangspunkte sowie die niedrigeren Eigenspannungen zurückzuführen. Der Rückgang der Eigenspannungen bewirkt eine geringere Kaltverfestigung und vermindert die Überlagerung von Eigenspannungszuständen mit der äußeren Belastung. Die höhere Duktilität von FeCrVWC zeigt

sich im Bruchverhalten. FeCrVWC versagt hauptsächlich durch Gleitbruch, während FeCrMoVC und FeCrMoVWC durch eine Mischung aus Gleit- und Spaltbruch versagen.

Unter Zugbeanspruchung zeigt FeCrVWC sowohl im SK-Guss- als auch im SLM-Zustand die höchste Festigkeit der getesteten Legierungen (Abbildung 74). Ursächlich hierfür ist die Vermeidung eines Karbidnetzwerkes durch Reduktion des Karbidbildnergehalts in der Legierung. Die SLM verarbeiteten Legierungen haben eine geringere Bruchdehnung als im SK-Gusszustand. Verantwortlich dafür sind maßgeblich Delaminierungs- und Beschichtungsfehler, die den effektiven Querschnitt verringern und eine Kerbwirkung hervorrufen. Die festigkeitssteigernden Mechanismen sind die gleichen wie unter Druckbelastung.

Im Vergleich zu anderen Stahllegierungen, die mittels SLM verarbeitet wurden, ist mit der Legierung FeCrVWC eine höhere Festigkeit im Vergleich zu 316L [173], 17-4 PH [148], Maraging 300 [80], oder M2 [158] Stahl erreicht worden. Mit H13 ist eine noch höhere Festigkeit von fast 2000 MPa erreichbar [157]. Die Bruchdehnung ist bei allen untersuchten Legierungen deutlich geringer als bei den Vergleichslegierungen. Sie ist in der gleichen Größenordnung wie bei M2 Stahl [158], mit dem auch die größte Ähnlichkeit hinsichtlich der Legierungszusammensetzung besteht.

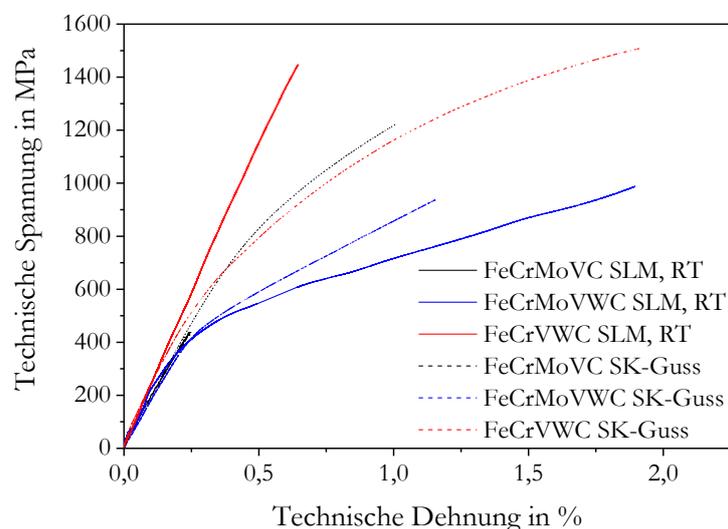


Abbildung 74: Technische Spannungs-Dehnungskurven der untersuchten Legierungen im SLM- und SK-Gusszustand.

6.4 Tribologische Eigenschaften

Die Verschleißbeständigkeit ist neben den Werkstoffeigenschaften abhängig vom tribologischen System und den darin dominierenden Verschleißmechanismen. Im Rahmen der Arbeit wurde das Verschleißverhalten im Kugel-Scheibe- und Stift-Scheibe-Versuch untersucht. Die beiden Prüfverfahren unterscheiden sich bei den gewählten Versuchsaufbauten hinsichtlich der wirkenden Verschleißmechanismen.

Beim Kugel-Scheibe-Versuch wird der Materialabtrag durch ungeschmierten Gleitverschleiß verursacht. Es lassen sich deutliche Unterschiede in der Verschleißbeständigkeit der drei mittels SLM verarbeiteten Legierungen beobachten. FeCrMoVC weist die geringste Verschleißbeständigkeit auf ($k=6,8 \cdot 10^{-8} \pm 2,6 \cdot 10^{-8}$), gefolgt von FeCrMoVWC ($k=2,4 \cdot 10^{-8} \pm 5,1 \cdot 10^{-9}$) und FeCrWVC ($k=3,8 \cdot 10^{-9} \pm 3,4 \cdot 10^{-9}$). Die Analyse der Verschleißfläche von FeCrMoVC (Abbildung 75a) zeigt eine breite und tiefe Spur, die kaum Adhäsion von WC durch die WC-Kugel aufweist. Bei EDX-Analysen der Verschleißfläche von FeCrMoVC wurde in der Verschleißspur kein Wolfram und in den Anhaftungen 25 % Wolfram gemessen. Die Verschleißflächen von FeCrMoVWC und FeCrVWC zeigen deutlich stärkere Spuren von WC-Adhäsion (Abbildungen 75b, c). Eine erhöhte Adhäsionsneigung der beiden wolframhaltigen Legierungen kann auf zwei mögliche Ursachen zurückgeführt werden. Zum einen verfügen sie über einen höheren Gehalt an Restaustenit. Die Adhäsionsneigung ist unter Verschleißbelastung bei der kfz-Gitterstruktur (Austenit) höher als bei der krz-Gitterstruktur (Martensit) [251]. Zum anderen ist eine stärkere Adhäsion durch den Wolframgehalt in den Stählen denkbar. Adhäsion tritt verstärkt zwischen gleichen Metallen auf [252]. Durch die Adhäsion bildet sich eine schützende Schicht auf der Oberfläche der Stähle, die den Abtrag vermindert. Die Adhäsion führt zu keiner signifikanten Erhöhung des Reibkoeffizienten ($0,65 \pm 0,07$ bei FeCrMoVC, $0,73 \pm 0,07$ bei FeCrVWC).

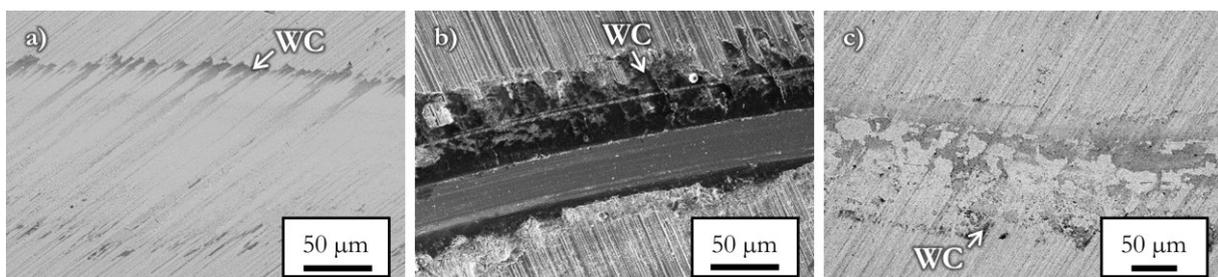


Abbildung 75: REM-SE-Aufnahmen von Verschleißflächen aus dem Kugel-Scheibe-Versuch. a) FeCrMoVC, SLM, $312,5 \text{ J/mm}^3$; b) FeCrMoVWC, SLM, $312,5 \text{ J/mm}^3$; c) FeCrVWC, SLM.

Beim Stift-Scheibe-Versuch dominieren andere Verschleißmechanismen und damit ändert sich auch das Verhältnis der Verschleißbeständigkeit der getesteten Legierungen zueinander (Abbildung 76). Während beim Kugel-Scheibe-Versuch ungeschmierte Gleitreibung den Verschleiß verursacht, tritt beim Stift-Scheibe-Versuch mit keramisch gebundenen Schleifscheiben Abrasivverschleiß auf. Die dominierenden Verschleißmechanismen hier sind: Mikroverformung, Mikrozerspanung, Mikrobrechen und Oberflächenzerrüttung. Um eine Abschätzung der Verschleißbeständigkeit im Vergleich zu anderen Legierungen treffen zu können, wurde der Schnellarbeitsstahl 1.2379 als Referenzmaterial verwendet. Er besteht aus einer martensitischen Matrix in der homogen verteilt Cr₇C₃ Karbide (33 %) vorliegen und hat eine Härte von $60,9 \pm 0,7$ HRC. Die Struktur des Gefüges und die Form der Karbide sind in Abbildung 77j erkennbar.

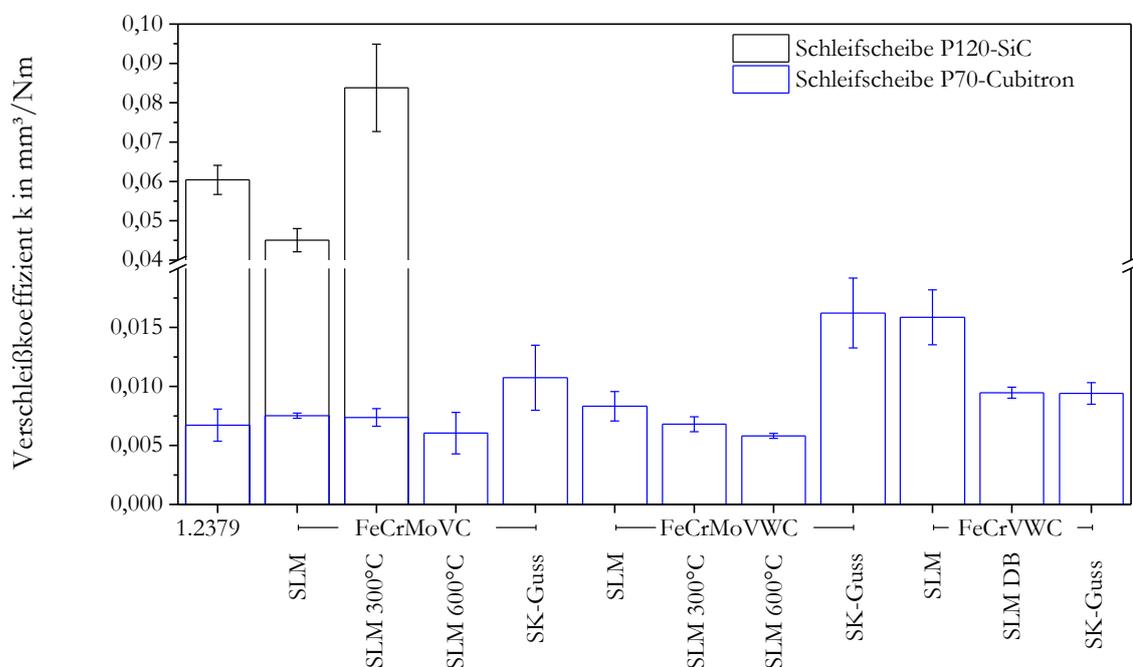


Abbildung 76: Verschleißkoeffizienten von 1.2379, FeCrMoVC, FeCrMoVWC und FeCrVWC gemessen im Stift-Scheibe-Versuch mit einer P120-SiC- (nach [215]) und P70-Cubitron-Scheibe.

Bei Verwendung der P120-Schleifscheibe zeigt die Legierung FeCrMoVC mittels SLM verarbeitet eine 65 % höhere Verschleißbeständigkeit im Vergleich zum SK-Gusszustand und eine 25 % höhere Verschleißbeständigkeit im Vergleich zur Referenz 1.2379. Ein maßgeblicher Einflussfaktor bei Abrasivverschleiß ist die Härte der Legierung sowie die Anordnung und Morphologie der Phasen, insbesondere die der Karbide [2, 252]. FeCrMoVC mit SLM verarbeitet hat die höchste Härte und die Karbide sind fein verteilt. Die Karbide vom Typ M₂C und MC sind sehr hart und verringern die Eindringtiefe der SiC-Partikel. Eine homogene Karbidverteilung

vermindert den Abtrag an weicher Matrix (Abbildung 77a). Im SK-Gusszustand liegen die Karbide der beschriebenen Legierung netzwerkartig lokalisiert vor, sodass im Bereich zwischen den Karbiden SiC-Partikel die Oberfläche der Matrix durchbrechen können. Im Bereich der Karbide ist die Duktilität herabgesetzt und es kommt zu Ausbrüchen (Abbildung 77g).

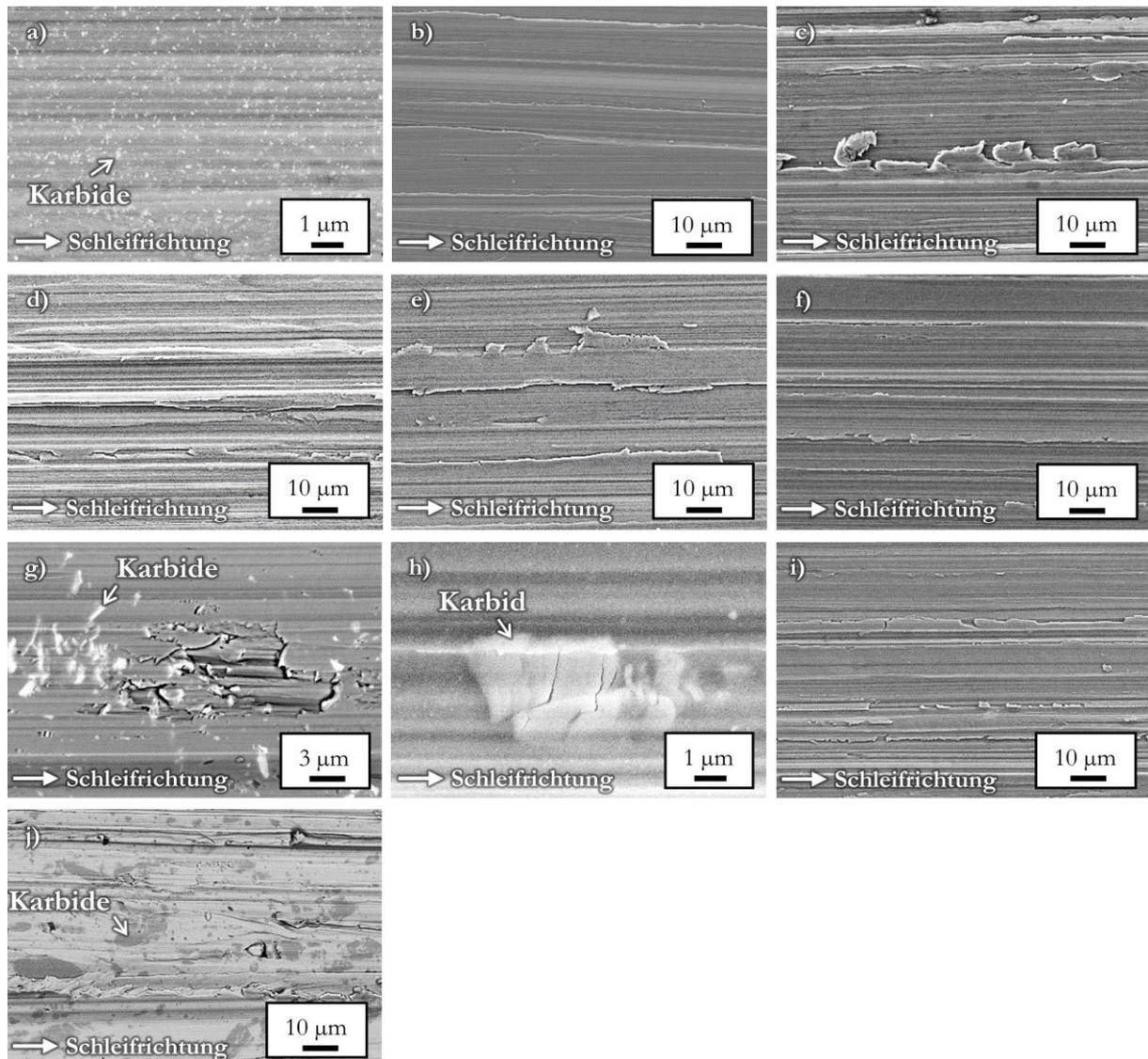


Abbildung 77: REM-SE-Aufnahmen von Verschleißflächen. a) FeCrMoVC, SLM, $312,5 \text{ J/mm}^3$, P120-Schleifscheibe (nach [215]); b) FeCrMoVWC, SLM, $312,5 \text{ J/mm}^3$, P120-Schleifscheibe; c) FeCrVWC, SLM, P70-Schleifscheibe; d) FeCrMoVC, SLM, $312,5 \text{ J/mm}^3$, P70-Schleifscheibe bei $600 \text{ }^\circ\text{C}$ Prüftemperatur; e) FeCrMoVWC, SLM, $312,5 \text{ J/mm}^3$, P70-Schleifscheibe bei $600 \text{ }^\circ\text{C}$ Prüftemperatur; f) FeCrVWC, SLM doppelt belichtet, P70-Schleifscheibe; g) FeCrMoVC, SK-Guss, P120-Schleifscheibe (nach [215]); h) FeCrMoVWC, SK-Guss, P120-Schleifscheibe; i) FeCrVWC, SK-Guss, P70-Schleifscheibe; j) 1.2379, P120-Schleifscheibe (nach [215]).

Die Referenzlegierung 1.2379 enthält Karbide vom Typ Cr_7C_3 , die eine geringere Härte und eine höhere Duktilität als M_2C oder MC Karbide aufweisen [196]. Sie brechen unter den angewandten Versuchsbedingungen nicht aus und werden von den SiC-Partikeln geschnitten (Abbildung 77). Durch den 21 % höheren Karbidgehalt im Vergleich zur FeCrMoVC Legierung ist die Verschleißbeständigkeit trotz geringerer Härte von 1.2379-Legierung und Cr_7C_3 -Karbiden hoch.

Einen Zusammenhang zwischen Verschleiß und Eindringtiefe der SiC-Partikel hat die Messung der Oberflächenrauheit gezeigt. Die Verschleißfläche von SLM verarbeitetem FeCrMoVC weist eine signifikant geringere Oberflächenrauheit und Furchentiefe im Vergleich zum SK-Gusszustand oder der Referenz auf (Abbildung 78).

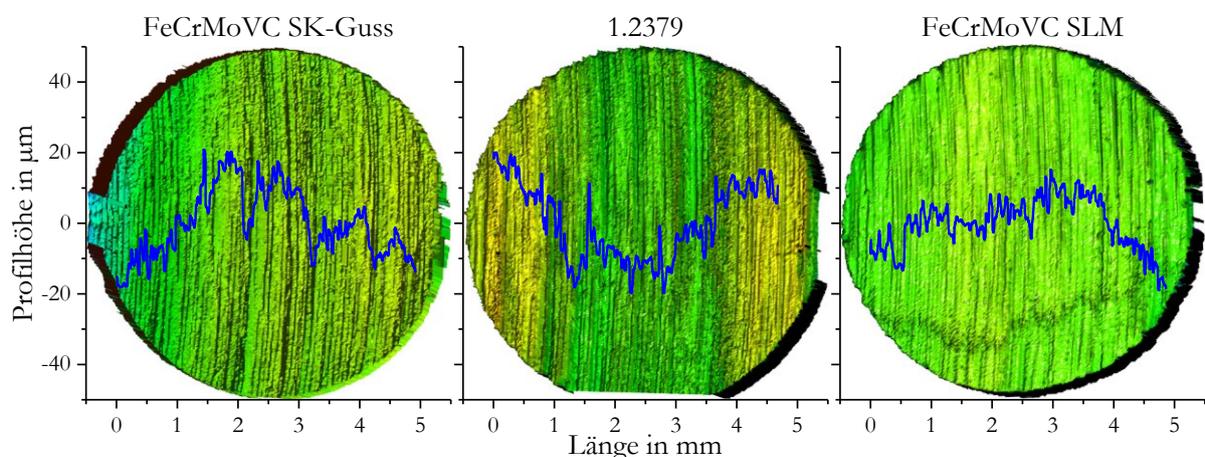


Abbildung 78: Oberflächenprofil der Verschleißflächen von Proben, die mit einer P120-SiC-Schleifscheibe geprüft wurden. Die im Stift-Scheibe-Versuch ermittelte Verschleißbeständigkeit der Legierungen steigt von FeCrMoVC SK-Guss (links) nach FeCrMoVC SLM (rechts) an (nach [215]).

Mit einer P70-Schleifscheibe ist die höhere Verschleißbeständigkeit von SLM prozessiertem FeCrMoVC im Vergleich zum SK-Gusszustand reproduzierbar. Die auftretenden Verschleißmechanismen unterscheiden sich nicht von denen, welche bei der P120-Schleifscheibe beobachtet wurden. Zwischen FeCrMoVC (SLM) und der Referenz 1.2379 unterscheidet sich die Verschleißbeständigkeit nicht signifikant. Bei FeCrMoVWC ist ebenfalls eine deutlich höhere Verschleißbeständigkeit im Vergleich zum SK-Gusszustand beobachtbar. Der Verschleißkoeffizient ist im SK-Gusszustand 200 % höher und der Unterschied zwischen SLM- und SK-Gusszustand damit deutlich ausgeprägter als bei FeCrMoVC. Ein signifikanter Unterschied zwischen FeCrMoVC (SLM) und FeCrMoVWC (SLM) ist nicht feststellbar. Ursächlich hierfür sind die identischen Verschleißmechanismen. Die fein verteilten Karbide bieten einen effektiven Schutz vor dem Eindringen von Partikeln in die Oberfläche und verringern dadurch den möglichen Abtrag (Abbildung 77e).

Der deutliche Unterschied in der Verschleißbeständigkeit der SK-Gusszustände von FeCrMoVC und FeCrMoVWC lässt sich nicht auf Härteunterschiede zurückführen. FeCrMoVWC weist den größeren Verschleiß auf und ist um 2 HRC härter als FeCrMoVC. Zudem sind keine Ausbrüche an Karbiden bei FeCrMoVWC feststellbar. Die Karbide brechen unter der Scherbelastung, lösen sich jedoch nicht aus der Matrix (Abbildung 77h). Ein signifikanter Unterschied in der Scherfestigkeit zwischen Mo_2C und W_2C Karbiden besteht nicht [253]. Verursacht wird dieser Effekt vermutlich durch die verformungsinduzierte Phasenumwandlung des Restaustenits, der die Karbide umgibt, in Martensit. Die auftretende Volumenzunahme induziert Druckeigenstressungen in der Oberfläche, erhöht dadurch die Anbindung der Karbide und wirkt Rissbildung entgegen [254]. Eine Erhöhung der Verschleißbeständigkeit wird mit steigendem Anteil an umwandlungsfähigen Restaustenit beschrieben [255-257]. Es ist auch bekannt, dass der Austenitanteil nicht zu hoch sein darf, um eine Verbesserung der Verschleißbeständigkeit zu bewirken [258-260]. Eine deutliche Verbesserung ist bis etwa 15 % Restaustenit feststellbar und der maximale verschleißmindernde Gehalt liegt bei etwa 25-30 % Restaustenit [261, 262]. FeCrMoVC enthält im SK-Gusszustand 25 % Restaustenit und FeCrMoVWC 51 %, was die verringerte Verschleißbeständigkeit trotz ähnlicher Härte und stabiler Karbidanbindung erklärt.

Neben den Stift-Scheibe-Versuchen bei RT wurden Verschleißversuche auch bei erhöhter Temperatur (300 und 600 °C) durchgeführt. Bei FeCrMoVC (SLM) und FeCrMoVWC (SLM) lässt sich mit Erhöhung der Temperatur keine Verringerung der Verschleißbeständigkeit beobachten. Eine Verringerung der Verschleißbeständigkeit bei steigender Temperatur wäre aufgrund der Härteabnahme zu erwarten gewesen. DSC-Messungen haben gezeigt, dass bis 600 °C keine Phasenumwandlungen in den Legierungen stattfinden. Der Martensit wird in diesem Temperaturbereich entspannt und scheidet Kohlenstoff aus, wodurch seine Härte sinkt. Bei beiden Legierungen lässt sich ein verstärktes Auftreten von Mikropflügen feststellen, was auf eine erhöhte Duktilität zurückzuführen sein dürfte. Im Vergleich zu den RT-Versuchen ist die Verschleißfläche deutlich stärker verformt (Abbildungen 77d, e). Dennoch führt die Verformung nicht zu einem erhöhten Materialabtrag. Die Schleifpartikel dringen tiefer in die Oberfläche ein, als bei RT. Das Material wird durch die erhöhte Duktilität erst verformt und dann abgetragen. Günstig für den SLM-Zustand der Legierungen wirkt sich eine geringere Härteabnahme mit steigender Temperatur bei kleinen Karbiden im Vergleich zu größeren Karbiden aus [263]. Die Härte des Schleifkorns sinkt ebenfalls mit steigender Temperatur [264]. FeCrMoVC und FeCrMoVWC sind demnach gut geeignet für Anwendungen, bei denen Verschleiß bei erhöhten Temperaturen auftritt, wie z. B. bei vielen Werkzeuganwendungen.

Der Einfluss des Restaustenitgehalts auf die Verschleißbeständigkeit lässt sich auch bei FeCrVWC beobachten. Die Härte unterscheidet sich nicht signifikant zwischen SLM- und SK-Gusszustand. Dennoch ist die Verschleißbeständigkeit des SK-Gusszustands 57 % höher als die des SLM-Zustands. Der Karbidgehalt ist in beiden Fällen sehr gering und dürfte bei 0,1 % nur einen untergeordneten Einfluss auf die Verschleißbeständigkeit haben. In den Verschleißflächen lassen sich aufgrund ihres geringen Gehaltes keine Karbide vorfinden. Der geringe Karbidgehalt bewirkt keine deutliche Härtesteigerung. Die sehr feinen Karbide im SLM-Zustand dürften daher von den um Größenordnungen größeren Schleifkörnern mit abgetragen werden. Der Abtrag von sehr feinen Karbiden in geringen Konzentrationen ist von WC-Hartmetall bekannt. Hier müssen die WC-Karbide eine kritische Größe und Volumengehalt überschreiten, um eine Erhöhung der Verschleißbeständigkeit bewirken zu können [265].

Der Restaustenitgehalt liegt im SLM-Zustand bei 37 % und übersteigt damit den verschleißmindernden Gehalt, sodass es zu einer Verringerung der Verschleißbeständigkeit kommt. Dagegen enthält der SK-Gusszustand 24 % Restaustenit und fällt damit noch in den verschleißmindernden Bereich. Die Verschleißbeständigkeit von FeCrVWC im SK-Gusszustand unterscheidet sich nicht signifikant von der Referenz 1.2379 sowie FeCrMoVC und FeCrMoVWC im SLM-Zustand. Für eine deutliche Steigerung der Härte und eine Verringerung des Restaustenitgehaltes sorgt die Anwendung der Doppelbelichtungsstrategie (DB) im SLM-Prozess. Dies bewirkt eine Erhöhung der Verschleißbeständigkeit auf das Niveau des SK-Gusszustandes. Verformung und Eindringtiefe der Schleifpartikel sind deutlich geringer als bei den nicht doppelt belichteten FeCrVWC-Proben (Abbildung 77f).

Es kann geschlussfolgert werden, dass bei der Auswahl eines Werkstoffs, der einer Verschleißbeanspruchung unterliegt, die genaue Kenntnis der zu erwartenden Verschleißmechanismen eine wichtige Voraussetzung ist. Für ungeschmierten Gleitverschleiß bietet sich die FeCrVWC-Legierung mittels SLM verarbeitet an. Bei abrasivem Verschleiß dagegen sollte diese dagegen nur mit in-situ Randhärtung durch Doppelbelichtung verwendet werden. FeCrMoVC zeigt bei ungeschmiertem Gleitverschleiß eine geringere Eignung, ist jedoch bei abrasivem Verschleiß bis zu hohen Temperaturen sehr verschleißbeständig. Die FeCrMoVWC-Legierung bietet einen Kompromiss aus Verschleißbeständigkeit bei Gleit- und Abrasivverschleiß und ist auch bei hohen Temperaturen bis 600 °C einsetzbar.

Bei den untersuchten Legierungen wird das Verschleißverhalten maßgeblich vom Gefüge, also dem Karbidanteil, der Karbidgröße, der Karbidverteilung und dem Restaustenitgehalt bestimmt. Durch Variation der SLM-Prozessparameter kann das Gefüge gezielt variiert werden und damit das Verschleißverhalten beeinflusst werden.

7 Anwendung selektiv lasergeschmolzener Bauteile aus Werkzeugstahl

Der Anwendungsbereich der untersuchten Legierungen ist aufgrund der hohen Härte, Festigkeit und Verschleißbeständigkeit im Werkzeugbau zu sehen. Dabei eignen sich die in der Arbeit untersuchten Legierungen mit den genutzten Prozessparametern insbesondere für die Herstellung von Werkzeugen für Spezialanwendungen oder Werkzeuge mit geometrisch komplexen Kühlkanälen. Abbildung 79 zeigt Beispiele von Werkzeugen, die im Rahmen dieser Arbeit gefertigt wurden. Exemplarisch für ein Sonderwerkzeug wurde ein Steckschlüssel für eine Spezialschraube mit Einwegantrieb hergestellt (Abbildung 79a). Um die Anwendbarkeit als Schneidwerkzeug zu demonstrieren, wurden innengekühlte Bohrer und Fräser hergestellt (Abbildungen 79b, c). Die innenliegenden Kühlkanäle wurden direkt im SLM-Prozess gefertigt. Bei einem Werkzeugschleifer wurden die Bohrer aus FeCrMoVC und FeCrMoVWC nachfolgend geschliffen und die Schneidkanten geschärft. Erste Testbohrungen mit den Bohrern verliefen erfolgreich.



Abbildung 79: Ausgewählte SLM gefertigte Werkzeuge. a) Sondersteckschlüssel und Schraube mit Einwegantrieb aus FeCrVWC; b) Bohrer und Fräser aus FeCrMoVC mit innenliegenden Kühlkanälen (nach [266]); c) Testlauf eines Bohrers aus FeCrMoVWC (nach [266]).

Des Weiteren wurden Wendeschneidplatten mit innengekühlten Schneidkanten hergestellt. Die Werkzeuggeometrien, welche aus FeCrVWC hergestellt wurden, sind mit Hilfe partieller Doppelbelichtung des Randbereichs in-situ randschichtgehärtet worden.

Für die Nachbehandlung der Oberflächen der genannten Bauteile wurden die Verfahren Sandstrahlen, elektrolytisches Plasmapolieren und Schleifen angewandt. Beim Sandstrahlen mit Glasperlen (150-250 μm) werden lose anhaftende Pulverpartikel entfernt (z. B. FeCrMoVWC: SLM $R_a=13\pm 2$, sandgestrahlt $R_a=5,4\pm 0,5$). Durch die hohe Härte der Legierungen findet jedoch kaum Materialabtrag statt, sodass an der Oberfläche angeschmolzene Pulverpartikel nicht vollständig entfernt werden. Das elektrolytische Plasmapolieren kann diese Pulverpartikel entfernen, sodass es zu einer deutlichen Verringerung der Rauheit kommt (FeCrMoVWC el. plasmapoliert $R_a=1\pm 0,03$). Durch Schleifen der Oberfläche wird die gleiche Oberflächengüte wie bei konventioneller Verarbeitung erreicht (FeCrMoVWC geschliffen $R_a=0,6\pm 0,01$).

Somit konnte im Rahmen der Arbeit die gesamte Prozesskette von der Legierungsentwicklung über die Parameteroptimierung bis hin zur Bauteilherstellung, Nachbearbeitung und einem Einsatztest aufgezeigt werden.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Die Kombination aus der additiven Fertigungstechnologie selektives Laserschmelzen und neuen Werkstoffen erlaubt es, fortschrittliche Konzepte bei der Beeinflussung des Gefüges und damit der Werkstoffeigenschaften umzusetzen. Folglich werden neue Ansätze hinsichtlich der Gestaltung und Auslegung von Werkzeugen ermöglicht.

Dafür werden Werkstoffe benötigt, die u. a. hohe Härte, Festigkeit und Verschleißbeständigkeit aufweisen. Der Prozess erfordert Werkstoffe, die schweißbar sind und durch den verfahrensbedingt hohen Temperaturgradienten im Werkstück weder reißen noch sich nennenswert verziehen. Aufgrund des hohen Kohlenstoffgehaltes bei vielen Werkzeugstählen verfügen diese über eine geringe Schweißbarkeit und eine hohe Anfälligkeit für Rissbildung und Verzug, was bei der Verarbeitung mittels SLM eine große Herausforderung darstellt.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwei hochfeste Werkzeugstähle (Fe85Cr4Mo8V2C1 und Fe85Cr4Mo1V1W8C1), die als Gusslegierungen am IFW Dresden entwickelt wurden, in den SLM-Prozess überführt. Sie zeigen bereits im Gusszustand eine hohe Härte, Druckfestigkeit und Verschleißbeständigkeit. Die beiden untersuchten Legierungen stellen jedoch bei der Verarbeitung im SLM-Prozess eine Herausforderung dar. Daher wurde eine Legierungsentwicklung durchgeführt mit dem Ziel, die mechanischen Eigenschaften der Ausgangslegierungen zu erhalten und die Prozessierbarkeit mittels SLM zu verbessern. Um bei der Legierungsentwicklung die aufwendige Pulververdüsung aller Legierungsmodifikationen einzusparen, wurde eine Vorauswahl mit Hilfe eines Rascherstarrungsprozesses (Schleuderguss) durchgeführt. Nach Optimierung des Kohlenstoff- und Karbidbildnergehaltes wurde die Zusammensetzung $\text{Fe90,8Cr4V0,5W4C0,7}$ ausgewählt.

Bei den drei vorgestellten Legierungen wurde der Einfluss der speziellen Prozessbedingungen im SLM-Prozess – eine hohe Erstarrungsrate resultierend aus großen thermischen Gradienten und Wachstumsraten – auf Gefüge und mechanische Eigenschaften untersucht. Zudem wurden die Materialeigenschaften von SK-Guss- und SLM-Zustand der Legierungen vergleichend gegenübergestellt und bewertet.

Durch die hohe Erstarrungsrate wird das Gefüge beeinflusst. Das Festkörpervolumen, auf welches die nächste Schicht aufgebaut wird, agiert als Wärmesenke, sodass es zu einer gerichteten Erstarrung kommt. Der große thermische Gradient und die hohe Wachstumsrate resultieren aus einem kleinen, sich bewegenden Schmelzvolumen. Es kommt zu gerichteter, zellulär/dendritischer Erstarrung in Baurichtung. Aus dem PADS von $1\ \mu\text{m}$ lässt sich eine

Erstarrungsrate von 10^5 K/s ableiten. Während der dendritischen Erstarrung kommt es zu Mikrosegregation, aus der eine geordnete Phasenabfolge resultiert. Im Zentrum der Dendriten ist Martensit lokalisiert. Durch die Mikrosegregation nimmt die Konzentration der Legierungselemente vom Zentrum zum Rand der Dendriten zu. Am Außenrand der Dendriten wird durch die höhere Kohlenstoffkonzentration Restaustenit stabilisiert. Es scheiden komplexe Karbide am äußersten Rand des Dendriten, dem Ort der mit der höchsten Legierungselementkonzentration, aus.

Fe85Cr4Mo8V2C1 muss, um Risse zu vermeiden, mit einer Substratplattenheizung verarbeitet werden. Mit einem ungewöhnlich niedrigen Schraffurabstand von $40\ \mu\text{m}$ können Bauteile bis 15 mm Kantenlänge auch ohne Substratplattenheizung hergestellt werden. Der hohe Energieeintrag führt zu einer starken Erwärmung des Bauteils, was den Temperaturgradienten verringert. Zudem findet eine in-situ Anlassbehandlung durch den Wärmeeintrag des Lasers statt.

Fe85Cr4Mo1V1W8C1 ist durch einen geringen Schraffurabstand ohne Substratplattenheizung verarbeitbar. Die verbesserte Verarbeitbarkeit gegenüber Fe85Cr4Mo8V2C1 ist auf eine partielle Substitution von Molybdän und Vanadium durch Wolfram zurückzuführen.

Bei Fe85Cr4Mo8V2C1 treten komplexe Karbide vom Typ M_2C ($M = \text{Mo}, \text{V}, \text{Cr}$) und MC ($M = \text{V}, \text{Cr}$), bei Fe85Cr4Mo1V1W8C1 vom Typ M_2C ($M = \text{W}, \text{Mo}, \text{V}, \text{Cr}$) auf. TEM-Analysen an Fe85Cr4Mo1V1W8C1 haben gezeigt, dass die Karbide als abgerundete Nanokarbide in der Größenordnung von 50 nm saumartig entlang der Dendritengrenzen ausgeschieden werden.

Es entstehen Martensitplatten, die sich makroskopisch über mehrere Schichten hinweg erstrecken. An den Grenzflächen wird das Wachstum epitaktisch in die nächste Schicht fortgesetzt. Die Martensitplatten sind aus kleineren Submartensitplatten zusammengesetzt. Überschreiten die Martensitplatten eine bestimmte Dicke, unterbrechen sie die dendritische Struktur und den ansonsten regelmäßigen Karbidfilm entlang der Dendriten.

Über eine Anpassung des Energieeintrags durch die Prozessparameter und die Einstellung der Substrattemperatur lässt sich das Verhältnis vom Martensit zu Austenit beeinflussen. Die zellulär/dendritische Struktur und der Karbidgehalt bleiben unverändert. Eine Erhöhung des Energieeintrags bewirkt eine Erhöhung des Martensitgehalts. Die Temperatur im Bauteil und in der direkten Nachbarschaft zur Schmelzbahn steigt an und es kommt zu einer thermisch induzierten Umwandlung von Restaustenit in Martensit, ähnlich einer in-situ Anlassbehandlung.

Die Substrattemperatur beeinflusst den thermischen Gradienten im Bauteil und damit die Eigenspannungen. Bei Erhöhung der Substrattemperatur von RT auf $200\ ^\circ\text{C}$ sinkt der

Martensitgehalt zunächst ab. Ursächlich ist eine Verringerung der Eigenspannungen durch den geringeren thermischen Gradienten. Die eigenspannungsinduzierte Phasenumwandlung von Restaustenit in Martensit tritt nur noch in geringerem Umfang auf. Eine weitere Erhöhung der Substrattemperatur bis auf 500 °C hat einen Anstieg des Martensitgehalts zur Folge. Es kommt zu einer in-situ Anlassbehandlung, da sich Substrattemperatur und Wärmeeintrag addieren und somit Bauteiltemperaturen erreicht werden, die eine Umwandlung von Restaustenit in Martensit bewirken.

Durch Anpassung des Martensitgehalts über die Prozessparameter, die Substrattemperatur und den Anlasszustand des Martensits lässt sich die Härte der Legierungen über einen weiten Bereich gezielt einstellen. Mit Fe85Cr4Mo8V2C1 kann eine Härte zwischen 60 und 69 HRC erreicht werden. Fe85Cr4Mo1V1W8C1 deckt einen Bereich von 58 bis 65 HRC ab.

Mit Fe85Cr4Mo1V1W8C1 wird unter Druckbelastung eine Druckfestigkeit von bis zu 5974 ± 217 MPa bei einer Bruchstauchung von $20 \pm 1,1$ % erzielt. Die Rissausbreitung erfolgt bei Fe85Cr4Mo8V2C1 und Fe85Cr4Mo1V1W8C1 entlang der Martensitplatten. Sie versagen durch einen Mischbruch aus Spalt- und Gleitbruch. Unter Zugbelastung verringern Delaminations- und Beschichtungsfehler die Zugfestigkeit und Bruchdehnung. Es wird eine Zugfestigkeit von 1013 ± 28 MPa und eine Bruchdehnung von $1,9 \pm 0,02$ % mit Fe85Cr4Mo1V1W8C1 erreicht.

Auf Grundlage der Erkenntnisse, die bei der Charakterisierung von Fe85Cr4Mo8V2C1 und Fe85Cr4Mo1V1W8C1 gewonnen wurden, ist eine Legierungsentwicklung durchgeführt worden. Das Schleudergussverfahren wurde zur Probenherstellung ausgewählt, um die hohe Erstarrungsgeschwindigkeit im SLM-Prozess nachzubilden, und hat sich als geeignetes Verfahren erwiesen. Das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften ähneln denen aus dem SLM-Prozess. Die Legierung Fe90,8Cr4V0,5W4C0,7 vereint gute Schweißbarkeit mit den geforderten mechanischen Eigenschaften. Sie ist zudem durch Reduktion der Legierungselementgehalte kostengünstiger als die Ausgangslegierungen.

Die Gefügezusammensetzung ähnelt den Ausgangslegierungen, Morphologie und Phasenverteilung sind jedoch verschieden. Im SK-Gusszustand wurde das durchgehende Karbidnetzwerk aufgelöst, was zu einer um 500 MPa erhöhten Zugfestigkeit führt. Die Härte ist 5 HRC niedriger als bei den Ausgangslegierungen im SK-Gusszustand. Im SLM-Prozess entsteht ein in Baurichtung ausgerichtetes zellulär/dendritisches Gefüge. Innerhalb jedes Dendriten findet sich eine geordnete Phasenabfolge von Martensit, Restaustenit und Karbiden. Das zellulär/dendritische Gefüge wird von Martensitplatten überlagert, die über mehrere Schichten hinwegreichen.

Die Verarbeitbarkeit der neu entwickelten Legierung im SLM-Prozess konnte erfolgreich gegenüber den Ausgangslegierungen verbessert werden. Resultierend konnte die Baugeschwindigkeit bei gleicher Dichte um Faktor vier erhöht werden. Für die Verarbeitung der Legierungsentwicklung ist außerdem keine Substratplattenheizung notwendig. Es tritt keine Rissbildung auf und der Verzug ist sehr gering. Die hervorragende Verarbeitbarkeit erlaubte es, die Prozessparameter nicht nur hinsichtlich Dichte und Spannungsminimierung zu optimieren, sondern auch die mechanischen Eigenschaften gezielt zu beeinflussen. So wurde ein Parametersatz entwickelt, der auf partieller Doppelbelichtung beruht. Innerhalb der doppelt belichteten Bereiche ist die Erstarrungsgeschwindigkeit bei der zweiten Belichtung um den Faktor fünf gesteigert worden. Dies hat eine Härtesteigerung von $54 \pm 2,4$ HRC auf $68 \pm 2,8$ HRC zur Folge. Angewandt wurde dies u. a. um Werkzeuge mit einer in-situ gehärteten Randschicht herzustellen. Der einstellbare Härtebereich wurde damit im Vergleich zu den Ausgangslegierungen vergrößert. Weitere Erfolge sind hinsichtlich der Festigkeit und Duktilität zu verzeichnen. Die Zugfestigkeit konnte auf 1466 ± 126 MPa und die Bruchstauchung im Druckversuch auf bis zu $33 \pm 1,8$ % gesteigert werden.

Unter abrasiver Verschleißbelastung übertreffen die SLM verarbeiteten Legierungen ihre SK-Gusszustände um mindestens 200 %. Dies ist auf die gesteigerte Härte und einen geeigneten Restaustenitgehalt zurückzuführen. Bei ungeschmiertem Gleitverschleiß zeigt die Legierungsentwicklung eine deutlich höhere Verschleißbeständigkeit als die Ausgangslegierungen.

Die Möglichkeiten, die sich bei einer additiven Werkzeugherstellung mit den untersuchten Legierungen ergeben, wurden im Rahmen der Arbeit demonstriert. Es wurden Bohrer und Fräser mit integrierten Kühlkanälen gefertigt, nachbearbeitet und getestet. Außerdem wurden Sonderwerkzeuge und Wendeschneidplatten hergestellt. Damit wurde in dieser Arbeit die gesamte Prozesskette von der Legierungsentwicklung, -herstellung, Parameteroptimierung, dem Bauteilentwurf, bis hin zur Bauteilherstellung, dessen Nachbearbeitung und Einsatz abgedeckt.

Es kann geschlussfolgert werden, dass sich alle drei untersuchten Legierungen für die additive Herstellung von Werkzeugen eignen. Eine Auswahl der geeigneten Legierung für eine spezifische Anwendung kann über die geforderten mechanischen Eigenschaften erfolgen. Ist höchste Druckfestigkeit und hohe Verschleißbeständigkeit unter Abrasiv- und Gleitverschleiß gefordert, sollte Fe85Cr4Mo1V1W8C1 verwendet werden. Bei hoher Härte und abrasiver Verschleißbeständigkeit ist Fe85Cr4Mo8V2C1 am besten geeignet. Die neue Legierungsentwicklung Fe90,8Cr4V0,5W4C0,7 sollte für große Bauteile und für niedrige Prozesszeiten verwendet werden. Sie vereint vergleichsweise hohe Duktilität, exzellente Zugfestigkeit, hohe Verschleißbeständigkeit unter Abrasiv- und Gleitverschleiß und eine in-situ

einstellbare Härte miteinander. Es hat sich gezeigt, dass die gezielte Legierungsentwicklung für die additive Fertigung großes Potenzial hat. Legierungen können für den angestrebten Einsatzbereich optimiert werden und es können große Verbesserungen in Verarbeitbarkeit und Eigenschaften erzielt werden. Die Existenz unzähliger Stahllegierungen für verschiedene Anwendungsbereiche und Herstellungsverfahren zeigt, dass es einen großen Bedarf und Markt gibt.

Ausblick

Die auftretenden Eigenspannungen sollten noch tiefgreifender untersucht werden. Da Eigenspannungsmessungen mit der Bohrlochmethode aufgrund der hohen Härte nicht möglich waren und die röntgenographische Eigenspannungsanalyse durch die geringe Korngröße erschwert wird, würde sich die Neutronendiffraktometrie als weiteres Verfahren anbieten.

Weitere wichtige mechanische Eigenschaften, die untersucht werden sollten, sind die Zähigkeit, Ermüdungseigenschaften und das Verhalten unter dynamischer Beanspruchung. Aufgrund der Restporosität, den Eigenspannungen und den anisotropen Eigenschaften sind hier Einschränkungen zu erwarten.

Eine weitere Verbesserung des Prozesses wäre mit dem Einsatz aktuell verfügbarer Prozessüberwachung mit Rückkopplung gegeben. Durch eine Schichtüberwachung im Prozess ließen sich mögliche Delaminations- und Beschichtungsfehler, welche die potenziell erreichbare Zugfestigkeit noch beschränken, während des Prozesses erkennen und ausbessern.

Eine Anwendung der Legierungen in der Industrie wäre wünschenswert und die Fertigung größerer Werkzeuge sollte angestrebt werden. Die in dieser Arbeit untersuchten Legierungen haben sich als sehr geeignet für die additive Werkzeugherstellung erwiesen. Dadurch, dass die gesamte Prozesskette charakterisiert wurde, ist eine schnelle Übertragung in die industrielle Fertigung möglich.

9 Literaturverzeichnis

- [1] D. Gu, *Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials*, Springer, Berlin Heidelberg, 2015.
- [2] J.-P. Celis, R.S. Cowan, A. Fischer, T. Gradt, P. Groche, E. Kleinlein, G. Knoll, T. Mang, E. Santner, H. Sturm, *Tribologie-Handbuch: Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik*, Springer-Verlag, Berlin, 2015.
- [3] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann: Additive manufacturing of metals, *Acta Materialia*, Nr. 117, S. 371-392, 2016.
- [4] L. Nickels: Additive manufacturing: A user's guide, *Metal Powder Report*, Nr. 71, Bd. 2, S. 100-105, 2016.
- [5] D.-G. Ahn: Applications of laser assisted metal rapid tooling process to manufacture of molding & forming tools—state of the art, *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, Nr. 12, Bd. 5, S. 925, 2011.
- [6] C.Y. Yap, C.K. Chua, Z.L. Dong, Z.H. Liu, D.Q. Zhang, L.E. Loh, S.L. Sing: Review of selective laser melting: Materials and applications, *Applied Physics Reviews*, Nr. 2, Bd. 4, S. 041101, 2015.
- [7] E.O. Olakanmi, R.F. Cochrane, K.W. Dalgarno: A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties, *Progress in Materials Science*, Nr. 74, S. 401-477, 2015.
- [8] L.C. Zhang, H. Attar, M. Calin, J. Eckert: Review on manufacture by selective laser melting and properties of titanium based materials for biomedical applications, *Materials Technology*, Nr. 31, Bd. 2, S. 66-76, 2016.
- [9] G.E. Totten, *Steel heat treatment: metallurgy and technologies*, crc Press, Boca Raton, 2006.
- [10] U. Kühn, N. Mattern, T. Gemming, U. Siegel, K. Werniewicz, J. Eckert: Superior mechanical properties of FeCrMoVC, *Applied Physics Letters*, Nr. 90, Bd. 26, S. 261901, 2007.
- [11] J. Hufenbach, S. Kohlar, U. Kühn, L. Giebeler, J. Eckert: Microstructural and mechanical characterization of an ultra-high-strength Fe86.7Cr4.4Mo0.6V1.1W2.5C4.7 alloy, *Journal of Materials Science*, Nr. 47, Bd. 1, S. 267-271, 2011.
- [12] T. Wohlers, *Wohlers report 2016*, Wohlers Associates Inc, Fort Collins, 2016.
- [13] P.A.L. Ciraud, Verfahren und Vorrichtung zur Herstellung beliebiger Gegenstaende aus beliebigem schmelzbarem Material, Google Patents, 1973.
- [14] E.C. Santos, M. Shiomi, K. Osakada, T. Laoui: Rapid manufacturing of metal components by laser forming, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Nr. 46, Bd. 12, S. 1459-1468, 2006.

-
- [15] C.E. Deckard, Verfahren und Vorrichtung zur Herstellung von gesinterten Formkörpern durch Teilsinterung, Google Patents, 1993.
- [16] W. Meiners, K.D. Wissenbach, A.D. Gasser, Shaped body especially prototype or replacement part production, Google Patents, 1998.
- [17] C. Lindemann, U. Jahnke, M. Moi, R. Koch, Analyzing product lifecycle costs for a better understanding of cost drivers in additive manufacturing, 23th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium—An Additive Manufacturing Conference. Austin Texas USA 6th-8th August, 2012.
- [18] S. Ford, M. Despeisse: Additive manufacturing and sustainability: an exploratory study of the advantages and challenges, *Journal of Cleaner Production*, Nr. 137, S. 1573-1587, 2016.
- [19] D. Chen, S. Heyer, S. Ibbotson, K. Salonitis, J.G. Steingrímsson, S. Thiede: Direct digital manufacturing: definition, evolution, and sustainability implications, *Journal of Cleaner Production*, Nr. 107, S. 615-625, 2015.
- [20] I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, Additive manufacturing technologies: 3D printing, rapid prototyping, and direct digital manufacturing, Springer, New York, 2014.
- [21] E.Y.G. Wirtschaftsprüfungsgesellschaft, EY's Global 3D printing Report 2016, 2016.
- [22] R.P. Mudge, N.R. Wald: Laser engineered net shaping advances additive manufacturing and repair, *WELDING JOURNAL-NEW YORK*, Nr. 86, Bd. 1, S. 44, 2007.
- [23] G. Campoli, M. Borleffs, S.A. Yavari, R. Wauthle, H. Weinans, A.A. Zadpoor: Mechanical properties of open-cell metallic biomaterials manufactured using additive manufacturing, *Materials & Design*, Nr. 49, S. 957-965, 2013.
- [24] L.E. Murr, S. Gaytan, A. Ceylan, E. Martinez, J. Martinez, D. Hernandez, B. Machado, D. Ramirez, F. Medina, S. Collins: Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting, *Acta Materialia*, Nr. 58, Bd. 5, S. 1887-1894, 2010.
- [25] P. Heinl, L. Müller, C. Körner, R.F. Singer, F.A. Müller: Cellular Ti–6Al–4V structures with interconnected macro porosity for bone implants fabricated by selective electron beam melting, *Acta biomaterialia*, Nr. 4, Bd. 5, S. 1536-1544, 2008.
- [26] D. Cormier, O. Harrysson, H. West: Characterization of H13 steel produced via electron beam melting, *Rapid Prototyping Journal*, Nr. 10, Bd. 1, S. 35-41, 2004.
- [27] J. Corney, G.J. Gibbons, R.G. Hansell: Direct tool steel injection mould inserts through the Arcam EBM free-form fabrication process, *Assembly Automation*, Nr. 25, Bd. 4, S. 300-305, 2005.
- [28] L.-E. Rännar, A. Glad, C.-G. Gustafson: Efficient cooling with tool inserts manufactured by electron beam melting, *Rapid Prototyping Journal*, Nr. 13, Bd. 3, S. 128-135, 2007.

- [29] Y. Ivanov, W. Matz, V. Rotshtein, R. Günzel, N. Shevchenko: Pulsed electron-beam melting of high-speed steel: structural phase transformations and wear resistance, *Surface and Coatings Technology*, Nr. 150, Bd. 2, S. 188-198, 2002.
- [30] P. Strutt: A comparative study of electron beam and laser melting of M2 tool steel, *Materials Science and Engineering*, Nr. 44, Bd. 2, S. 239-250, 1980.
- [31] X. Zhao, S. Li, M. Zhang, Y. Liu, T.B. Sercombe, S. Wang, Y. Hao, R. Yang, L.E. Murr: Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting, *Materials & Design*, Nr. 95, S. 21-31, 2016.
- [32] J. Mazumder, D. Dutta, N. Kikuchi, A. Ghosh: Closed loop direct metal deposition: art to part, *Optics and Lasers in Engineering*, Nr. 34, Bd. 4, S. 397-414, 2000.
- [33] M.K. Imran, S. Masood, M. Brandt, S. Bhattacharya, J. Mazumder: Direct metal deposition (DMD) of H13 tool steel on copper alloy substrate: Evaluation of mechanical properties, *Materials Science and Engineering: A*, Nr. 528, Bd. 9, S. 3342-3349, 2011.
- [34] J. Choi, Y. Chang: Characteristics of laser aided direct metal/material deposition process for tool steel, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Nr. 45, Bd. 4, S. 597-607, 2005.
- [35] S. Bhattacharya, G. Dinda, A. Dasgupta, J. Mazumder: Microstructural evolution of AISI 4340 steel during direct metal deposition process, *Materials Science and Engineering: A*, Nr. 528, Bd. 6, S. 2309-2318, 2011.
- [36] G. Sun, S. Bhattacharya, G. Dinda, A. Dasgupta, J. Mazumder: Influence of processing parameters on lattice parameters in laser deposited tool alloy steel, *Materials Science and Engineering: A*, Nr. 528, Bd. 15, S. 5141-5145, 2011.
- [37] L. Wang, S.D. Felicelli, P. Pratt: Residual stresses in LENS-deposited AISI 410 stainless steel plates, *Materials Science and Engineering: A*, Nr. 496, Bd. 1, S. 234-241, 2008.
- [38] B.V. Krishna, A. Bandyopadhyay: Surface modification of AISI 410 stainless steel using laser engineered net shaping (LENS™), *Materials & Design*, Nr. 30, Bd. 5, S. 1490-1496, 2009.
- [39] J. Yu, M. Rombouts, G. Maes: Cracking behavior and mechanical properties of austenitic stainless steel parts produced by laser metal deposition, *Materials & Design*, Nr. 45, S. 228-235, 2013.
- [40] Y. Xue, A. Pascu, M. Horstemeyer, L. Wang, P. Wang: Microporosity effects on cyclic plasticity and fatigue of LENS™-processed steel, *Acta Materialia*, Nr. 58, Bd. 11, S. 4029-4038, 2010.
- [41] J.-P. Kruth, P. Mercelis, J. Van Vaerenbergh, L. Froyen, M. Rombouts: Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting, *Rapid Prototyping Journal*, Nr. 11, Bd. 1, S. 26-36, 2005.

-
- [42] H.-H. Tang, M.-L. Chiu, H.-C. Yen: Slurry-based selective laser sintering of polymer-coated ceramic powders to fabricate high strength alumina parts, *Journal of the European Ceramic Society*, Nr. 31, Bd. 8, S. 1383-1388, 2011.
- [43] J.-P. Kruth, X. Wang, T. Laoui, L. Froyen: Lasers and materials in selective laser sintering, *Assembly Automation*, Nr. 23, Bd. 4, S. 357-371, 2003.
- [44] M. Geiger, M. Euringer, R. Neugebauer, F. Garreis: Lamellierte Aktiv-Werkzeugelemente in flexiblen Blechumformwerkzeugen, *Blech, Robre, Profile*, Nr. 46, Bd. 1-2, S. 34-37, 1999.
- [45] M. Kunieda, T. Nakagawa: Manufacturing of laminated deep drawing dies by laser beam cutting, *Advanced Technology of Plasticity*, Nr. 1, S. 520-525, 1984.
- [46] D. Walczyk, D. Hardt: Rapid tooling for sheet metal forming using profiled edge laminations—design principles and demonstration, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Nr. 120, Bd. 4, S. 746-754, 1998.
- [47] Z. Zhu, V. Dhokia, A. Nassehi, S.T. Newman: A review of hybrid manufacturing processes—state of the art and future perspectives, *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*, Nr. 26, Bd. 7, S. 596-615, 2013.
- [48] http://www.wmtr.com/additive_manufacturing_testing.html, Zugriff am 13.02.2017.
- [49] G. Aviation: The FAA Cleared the First 3D Printed Part to Fly in a Commercial Jet Engine from GE, *GE Reports*, 2015.
- [50] N. Karapatis, J. Van Griethuysen, R. Glardon: Direct rapid tooling: a review of current research, *Rapid Prototyping Journal*, Nr. 4, Bd. 2, S. 77-89, 1998.
- [51] K.V. Wong, A. Hernandez: A Review of Additive Manufacturing, *ISRN Mechanical Engineering*, Nr. 2012, S. 1-10, 2012.
- [52] Airbus S.A.S.
- [53] MAPAL Präzisionswerkzeuge Dr. Kress KG.
- [54] O. Rehme, Cellular design for laser freeform fabrication, TU Hamburg-Harburg, Göttingen, 2009.
- [55] M. van Elsen, Complexity of Selective Laser Melting: a new optimisation approach, Citeseer, 2007.
- [56] R. Li, Y. Shi, Z. Wang, L. Wang, J. Liu, W. Jiang: Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting, *Applied Surface Science*, Nr. 256, Bd. 13, S. 4350-4356, 2010.

- [57] P. Karapatis, A sub-process approach of selective laser sintering, École polytechnique fédérale de Lausanne, 2002.
- [58] B. Liu, R. Wildman, C. Tuck, I. Ashcroft, R. Hague, Investigation the effect of particle size distribution on processing parameters optimisation in selective laser melting process, International solid freeform fabrication symposium: an additive manufacturing conference. University of Texas at Austin, Austin, S. 227-238, 2011.
- [59] A.B. Spierings, D. Bourell, N. Herres, G. Levy: Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts, *Rapid Prototyping Journal*, Nr. 17, Bd. 3, S. 195-202, 2011.
- [60] F. Klocke, C. Wagner: Coalescence behaviour of two metallic particles as base mechanism of selective laser sintering, *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, Nr. 52, Bd. 1, S. 177-180, 2003.
- [61] S.A. Khairallah, A.T. Anderson, A. Rubenchik, W.E. King: Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones, *Acta Materialia*, Nr. 108, S. 36-45, 2016.
- [62] M.J. Matthews, G. Guss, S.A. Khairallah, A.M. Rubenchik, P.J. Depond, W.E. King: Denudation of metal powder layers in laser powder bed fusion processes, *Acta Materialia*, Nr. 114, S. 33-42, 2016.
- [63] B. Cheng, S. Shrestha, K. Chou: Stress and deformation evaluations of scanning strategy effect in selective laser melting, *Additive Manufacturing*, Nr. 12, S. 240-251, 2016.
- [64] J. Jhabvala, E. Boillat, T. Antignac, R. Glardon: On the effect of scanning strategies in the selective laser melting process, *Virtual and Physical Prototyping*, Nr. 5, Bd. 2, S. 99-109, 2010.
- [65] P. Mercelis, J.-P. Kruth: Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, *Rapid Prototyping Journal*, Nr. 12, Bd. 5, S. 254-265, 2006.
- [66] J.-P. Kruth, J. Deckers, E. Yasa, R. Wauthlé: Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, Nr. 226, Bd. 6, S. 980-991, 2012.
- [67] K. Senthilkumaran, P.M. Pandey, P. Rao: Influence of building strategies on the accuracy of parts in selective laser sintering, *Materials & Design*, Nr. 30, Bd. 8, S. 2946-2954, 2009.
- [68] T. Gustmann, A. Neves, U. Kühn, P. Gargarella, C.S. Kiminami, C. Bolfarini, J. Eckert, S. Pauly: Influence of processing parameters on the fabrication of a Cu-Al-Ni-Mn shape-memory alloy by selective laser melting, *Additive Manufacturing*, Nr. 11, S. 23-31, 2016.
- [69] L.N. Carter, C. Martin, P.J. Withers, M.M. Attallah: The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy, *Journal of Alloys and Compounds*, Nr. 615, S. 338-347, 2014.

-
- [70] U. Behrendt, M. Shellabear: The EOS rapid prototyping concept, *Computers in Industry*, Nr. 28, Bd. 1, S. 57-61, 1995.
- [71] R. Mertens, S. Clijsters, K. Kempen, J.-P. Kruth: Optimization of scan strategies in selective laser melting of aluminum parts with downfacing areas, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Nr. 136, Bd. 6, S. 061012, 2014.
- [72] E. Yasa, J.P. Kruth: Microstructural investigation of Selective Laser Melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting, *Procedia Engineering*, Nr. 19, S. 389-395, 2011.
- [73] N.K. Tolochko, Y.V. Khlopkov, S.E. Mozzharov, M.B. Ignatiev, T. Laoui, V.I. Titov: Absorptance of powder materials suitable for laser sintering, *Rapid Prototyping Journal*, Nr. 6, Bd. 3, S. 155-161, 2000.
- [74] A. Gusarov, J.-P. Kruth: Modelling of radiation transfer in metallic powders at laser treatment, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Nr. 48, Bd. 16, S. 3423-3434, 2005.
- [75] N.B. Dahotre, S. Harimkar, Laser fabrication and machining of materials, Springer Science & Business Media, Berlin, 2008.
- [76] L. Löber, Werkstoffwissenschaftliche Aspekte des Leichtbaus der laserstrahlgeschmolzenen Titanaluminide Ti48Al48Cr2Nb2 und Ti38,87Al43,67Nb4,08Mo1,02B0,1 und dem X2CrNiMo 17-12-2 Stahl, TU Dresden, 2014.
- [77] H.-D. Tietz, Grundlagen der Eigenspannungen: Entstehung in Metallen, Hochpolymeren u. silikatischen Werkstoffen, Messtechnik u. Bewertung, Springer-Verlag, Wien, 1983.
- [78] H.-J. Hänsch, J. Krebs, Eigenspannungen und Formänderungen in Schweißkonstruktionen: Grundlagen und praktische Anwendungen, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, Düsseldorf, 2006.
- [79] B. Eigenmann, E. Macherauch: Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Nr. 26, Bd. 3, S. 148-160, 1995.
- [80] K. Kempen, E. Yasa, L. Thijs, J.P. Kruth, J. Van Humbeeck: Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted 18Ni-300 steel, *Physics Procedia*, Nr. 12, S. 255-263, 2011.
- [81] A. Gusarov, M. Pavlov, I. Smurov: Residual stresses at laser surface remelting and additive manufacturing, *Physics Procedia*, Nr. 12, S. 248-254, 2011.
- [82] J. Ding, P. Colegrove, J. Mehnert, S. Ganguly, P.S. Almeida, F. Wang, S. Williams: Thermo-mechanical analysis of wire and arc additive layer manufacturing process on large multi-layer parts, *Computational Materials Science*, Nr. 50, Bd. 12, S. 3315-3322, 2011.
- [83] W. King, A. Anderson, R. Ferencz, N. Hodge, C. Kamath, S. Khairallah, A. Rubenchik: Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges, *Applied Physics Reviews*, Nr. 2, Bd. 4, S. 041304, 2015.

- [84] P. Rangaswamy, M. Griffith, M. Prime, T. Holden, R. Rogge, J. Edwards, R. Sebring: Residual stresses in LENS® components using neutron diffraction and contour method, *Materials Science and Engineering: A*, Nr. 399, Bd. 1, S. 72-83, 2005.
- [85] P. Withers, H. Bhadeshia: Residual stress. Part 2–Nature and origins, *Materials Science and Technology*, Nr. 17, Bd. 4, S. 366-375, 2001.
- [86] R. Cottam, J. Wang, V. Luzin: Characterization of microstructure and residual stress in a 3D H13 tool steel component produced by additive manufacturing, *Journal of Materials Research*, Nr. 29, Bd. 17, S. 1978-1986, 2014.
- [87] P. Mercelis, J.P. Kruth: Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, *Rapid Prototyping Journal*, Nr. 12, Bd. 5, S. 254-265, 2006.
- [88] D. Buchbinder, W. Meiners, N. Pirch, K. Wissenbach, J. Schrage: Investigation on reducing distortion by preheating during manufacture of aluminum components using selective laser melting, *Journal of Laser Applications*, Nr. 26, Bd. 1, S. 012004, 2014.
- [89] P. Aggarangsi, J.L. Beuth, Localized preheating approaches for reducing residual stress in additive manufacturing, *Solid Freeform Fabrication Proceedings*, S. 709-720, 2006.
- [90] F. Abe, K. Osakada, M. Shiomi, K. Uematsu, M. Matsumoto: The manufacturing of hard tools from metallic powders by selective laser melting, *Journal of Materials Processing Technology*, Nr. 111, Bd. 1, S. 210-213, 2001.
- [91] K. Dai, X. Li, L. Shaw: Comparisons between thermal modeling and experiments: effects of substrate preheating, *Rapid Prototyping Journal*, Nr. 10, Bd. 1, S. 24-34, 2004.
- [92] M. Shiomi, K. Osakada, K. Nakamura, T. Yamashita, F. Abe: Residual Stress within Metallic Model Made by Selective Laser Melting Process, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Nr. 53, Bd. 1, S. 195-198, 2004.
- [93] B. Vrancken, Study of Residual Stresses in Selective Laser Melting, KU Leuven, 2016.
- [94] C.S. Wright, M. Youseffi, S.P. Akhtar, T.H.C. Childs, C. Hauser, P. Fox: Selective Laser Melting of Prealloyed High Alloy Steel Powder Beds, *Materials Science Forum*, Nr. 514-516, S. 516-523, 2006.
- [95] B. Keene: Review of data for the surface tension of iron and its binary alloys, *International Materials Reviews*, Nr. 33, Bd. 1, S. 1-37, 1988.
- [96] S. Das: Physical aspects of process control in selective laser sintering of metals, *Advanced Engineering Materials*, Nr. 5, Bd. 10, S. 701-711, 2003.
- [97] H. Zhu, L. Lu, J. Fuh: Development and characterisation of direct laser sintering Cu-based metal powder, *Journal of Materials Processing Technology*, Nr. 140, Bd. 1, S. 314-317, 2003.

-
- [98] J.-P. Kruth, S. Kumar, J. Van Vaerenbergh: Study of laser-sinterability of ferro-based powders, *Rapid Prototyping Journal*, Nr. 11, Bd. 5, S. 287-292, 2005.
- [99] D. Gu, Y. Shen: Development and characterisation of direct laser sintering multicomponent Cu based metal powder, *Powder metallurgy*, Nr. 49, Bd. 3, S. 258-264, 2006.
- [100] I. Yadroitsev, A. Gusarov, I. Yadroitsava, I. Smurov: Single track formation in selective laser melting of metal powders, *Journal of Materials Processing Technology*, Nr. 210, Bd. 12, S. 1624-1631, 2010.
- [101] D. Gu, Y. Shen: Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: Metallurgical mechanisms and control methods, *Materials & Design*, Nr. 30, Bd. 8, S. 2903-2910, 2009.
- [102] R.W. Messler Jr, Principles of welding: processes, physics, chemistry, and metallurgy, John Wiley & Sons, New Jersey, 2008.
- [103] K. Mills, B. Keene, R. Brooks, A. Shirali: Marangoni effects in welding, *Philosophical Transactions-Royal Society of London Series A Mathematical Physical and Engineering Sciences*, S. 911-926, 1998.
- [104] J. Ion, Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2005.
- [105] T. Gray, J. Spence, Rational welding design, Butterworth-Heinemann, Oxford, 1982.
- [106] S.A. Khairallah, A. Anderson: Mesoscopic simulation model of selective laser melting of stainless steel powder, *Journal of Materials Processing Technology*, Nr. 214, Bd. 11, S. 2627-2636, 2014.
- [107] D. Buchbinder, H. Schleifenbaum, S. Heidrich, W. Meiners, J. Bültmann: High power selective laser melting (HP SLM) of aluminum parts, *Physics Procedia*, Nr. 12, S. 271-278, 2011.
- [108] H.Y. Jung, S.J. Choi, K.G. Prashanth, M. Stoica, S. Scudino, S. Yi, U. Kühn, D. H. Kim, K.B. Kim, J. Eckert: Fabrication of Fe-based bulk metallic glass by selective laser melting: A parameter study, *Materials & Design*, Nr. 86, S. 703-708, 2015.
- [109] S. Pauly, L. Löber, R. Petters, M. Stoica, S. Scudino, U. Kühn, J. Eckert: Processing metallic glasses by selective laser melting, *Materials Today*, Nr. 16, Bd. 1-2, S. 37-41, 2013.
- [110] M. Brandt, Laser Additive Manufacturing: Materials, Design, Technologies, and Applications, Woodhead Publishing, Cambridge, 2016.
- [111] D.A. Porter, K.E. Easterling, M. Sherif, Phase Transformations in Metals and Alloys, (Revised Reprint), CRC press, Boca Raton, 2009.
- [112] S. Kou, Welding Metallurgy, 2 Ed., John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2002.

- [113] P.R. Sahn, I. Egry, T. Volkmann, Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen: Eine Einführung in die Physik und Technologie flüssiger und fester Metalle, Springer, Berlin Heidelberg, 2001.
- [114] H. Jacobi, K. Schwerdtfeger: Dendrite morphology of steady state unidirectionally solidified steel, *Metallurgical Transactions A*, Nr. 7, Bd. 6, S. 811-820, 1976.
- [115] L. Morris, W. Winegard: The cell to dendrite transition, *Journal of Crystal Growth*, Nr. 6, Bd. 1, S. 61-66, 1969.
- [116] I.T.A. U.S. Department of Commerce, Global Steel Report, 2016.
- [117] C.W. Wegst, Stahlschlüssel - Key to Steel, Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, Marbach, 2016.
- [118] A.M. Rafael, Tool Steels: Properties and Performance, CRC Press, Boca Raton, 2016.
- [119] W.S. Association, World Steel in Figures 2017, World Steel Association, Brüssel, 2017.
- [120] J.R. Davis, ASM specialty handbook: tool materials, ASM international, Materials Park, S. 51-59, 1995.
- [121] DIN EN ISO 4957:2001-02, Werkzeugstähle (ISO 4957:1999).
- [122] E. Yamamoto, K. Shiga, R. Kayano, T. Okazaki, H. Watanabe, T. Kiso, T. Tahara, F. Minami: Guidelines for Repair Welding of Pressure Equipment in Refineries and Chemical Plants, *Journal of Pressure Vessel Technology*, Nr. 135, Bd. 3, S. 034501-034501-034512, 2013.
- [123] D. Olson: Prediction of austenitic weld metal microstructure and properties, *Welding journal*, Nr. 64, Bd. 10, S. 281-295, 1985.
- [124] M. Rappaz, J.-M. Drezet, M. Gremaud: A new hot-tearing criterion, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Nr. 30, Bd. 2, S. 449-455, 1999.
- [125] W.S. Pellini: Strain theory of hot tearing, *Foundry*, Nr. 80, S. 125-133, 1952.
- [126] R. Dodd: Hot-tearing of Castings: A Review of the Literature, *Foundry Trade Journal*, Nr. 101, Bd. 32, S. 1-331, 1956.
- [127] S. Metz, M. Flemings: Hot tearing in cast metals, *International Journal of Metalcasting*, Nr. 77, S. 329-334, 1969.
- [128] W. Savage, E. Nippes, E. Szekeres: Hydrogen induced cold cracking in a low alloy steel, *Welding journal*, Nr. 55, Bd. 9, S. 275, 1976.
- [129] H. Wittel, D. Muhs, D. Jannasch, Roloff/Matek Maschinenelemente: Normung, Berechnung, Gestaltung-Lehrbuch und Tabellenbuch, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2011.

-
- [130] J. Dearden, H. O'Neill, A guide to the selection and welding of low alloy structural steels, Welding Research Council of the Institute of Welding, Shaker Heights, 1940.
- [131] Y. Ito, K. Bessyo: Weldability Formula of High Strength Steels: Related to Heat-affected Zone Cracking, *Sumitomo Search*, Nr. 1, S. 59, 1968.
- [132] N. Yurioka: Carbon equivalents for hardenability and cold cracking susceptibility of steels, *The Welding Institute*, S. 41-50, 1990.
- [133] C. Cottrell: An improved prediction method for avoiding HAZ hydrogen cracking, 1990.
- [134] H. Suzuki: Cold cracking and its prevention in steel welding, *Transactions of the Japan Welding Society*, Nr. 9, Bd. 2, S. 140-149, 1978.
- [135] J. Lippold, W. Baeslack, I. Varol: Heat-affected zone liquation cracking in austenitic and duplex stainless steels, *Welding journal*, Nr. 71, Bd. 1, S. 1, 1988.
- [136] M. Shome, M. Tumuluru, *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, Elsevier, Amsterdam, 2015.
- [137] Z. Sun, X. Tan, S.B. Tor, W.Y. Yeong: Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates, *Materials & Design*, Nr. 104, S. 197-204, 2016.
- [138] K. Saeidi, X. Gao, Y. Zhong, Z.J. Shen: Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting, *Materials Science and Engineering: A*, Nr. 625, S. 221-229, 2015.
- [139] T. Niendorf, S. Leuders, A. Riemer, H.A. Richard, T. Tröster, D. Schwarze: Highly Anisotropic Steel Processed by Selective Laser Melting, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Nr. 44, Bd. 4, S. 794-796, 2013.
- [140] H.K. Rafi, D. Pal, N. Patil, T.L. Starr, B.E. Stucker: Microstructure and Mechanical Behavior of 17-4 Precipitation Hardenable Steel Processed by Selective Laser Melting, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Nr. 23, Bd. 12, S. 4421-4428, 2014.
- [141] E.A. Jäggle, P.-P. Choi, J. Van Humbeeck, D. Raabe: Precipitation and austenite reversion behavior of a maraging steel produced by selective laser melting, *Journal of Materials Research*, Nr. 29, Bd. 17, S. 2072-2079, 2014.
- [142] E.A. Jäggle, Z. Sheng, P. Kürnsteiner, S. Ocylok, A. Weisheit, D. Raabe: Comparison of Maraging Steel Micro- and Nanostructure Produced Conventionally and by Laser Additive Manufacturing, *Materials*, Nr. 10, Bd. 1, S. 8, 2016.
- [143] C.S. Wright, M. Youseffi, S. Akhtar, T. Childs, C. Hauser, P. Fox, Selective laser melting of prealloyed high alloy steel powder beds, *Materials Science Forum*, Trans Tech Publ, S. 516-523, 2006.
- [144] K. Kempen, *Expanding the Materials Palette for Selective Laser Melting of Metals*, KU Leuven, 2015.

- [145] M. Murayama, K. Hono, Y. Katayama: Microstructural evolution in a 17-4 PH stainless steel after aging at 400 C, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Nr. 30, Bd. 2, S. 345-353, 1999.
- [146] P. Jerrard, L. Hao, K. Evans: Experimental investigation into selective laser melting of austenitic and martensitic stainless steel powder mixtures, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, Nr. 223, Bd. 11, S. 1409-1416, 2009.
- [147] L. Facchini, N. Vicente, I. Lonardelli, E. Magalini, P. Robotti, A. Molinari: Metastable Austenite in 17-4 Precipitation-Hardening Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting, *Advanced Engineering Materials*, Nr. 12, Bd. 3, S. 184-188, 2010.
- [148] T. LeBrun, T. Nakamoto, K. Horikawa, H. Kobayashi: Effect of retained austenite on subsequent thermal processing and resultant mechanical properties of selective laser melted 17-4 PH stainless steel, *Materials & Design*, Nr. 81, S. 44-53, 2015.
- [149] B. AlMangour, J.-M. Yang: Improving the surface quality and mechanical properties by shot-peening of 17-4 stainless steel fabricated by additive manufacturing, *Materials & Design*, Nr. 110, S. 914-924, 2016.
- [150] L.E. Murr, S.M. Gaytan, D.A. Ramirez, E. Martinez, J. Hernandez, K.N. Amato, P.W. Shindo, F.R. Medina, R.B. Wicker: Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies, *Journal of Materials Science & Technology*, Nr. 28, Bd. 1, S. 1-14, 2012.
- [151] F.M. Faubert, G.S. Springer: Measurement of the thermal conductivity of argon, krypton, and nitrogen in the range 800–2000 K, *The Journal of Chemical Physics*, Nr. 57, Bd. 6, S. 2333-2340, 1972.
- [152] J.T. Black, R.A. Kohser, DeGarmo's materials and processes in manufacturing, John Wiley & Sons, New Jersey, 2011.
- [153] T. Hermann Becker, T. Hermann Becker, D. Dimitrov, D. Dimitrov: The achievable mechanical properties of SLM produced Maraging Steel 300 components, *Rapid Prototyping Journal*, Nr. 22, Bd. 3, S. 487-494, 2016.
- [154] G. Casalino, S.L. Campanelli, N. Contuzzi, A.D. Ludovico: Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a maraging steel, *Optics & Laser Technology*, Nr. 65, S. 151-158, 2015.
- [155] B. AlMangour, D. Grzesiak, J.-M. Yang: Nanocrystalline TiC-reinforced H13 steel matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting, *Materials & Design*, Nr. 96, S. 150-161, 2016.
- [156] M.J. Holzweissig, A. Taube, F. Brenne, M. Schaper, T. Niendorf: Microstructural Characterization and Mechanical Performance of Hot Work Tool Steel Processed by Selective Laser Melting, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Nr. 46, Bd. 2, S. 545-549, 2015.

-
- [157] R. Mertens, B. Vrancken, N. Holmstock, Y. Kinds, J.P. Kruth, J. Van Humbeeck: Influence of Powder Bed Preheating on Microstructure and Mechanical Properties of H13 Tool Steel SLM Parts, *Physics Procedia*, Nr. 83, S. 882-890, 2016.
- [158] K. Kempen, B. Vrancken, S. Buls, L. Thijs, J. Van Humbeeck, J.-P. Kruth: Selective laser melting of crack-free high density M2 high speed steel parts by baseplate preheating, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Nr. 136, Bd. 6, S. 061026, 2014.
- [159] Z.H. Liu, D.Q. Zhang, C.K. Chua, K.F. Leong: Crystal structure analysis of M2 high speed steel parts produced by selective laser melting, *Materials Characterization*, Nr. 84, S. 72-80, 2013.
- [160] Z.H. Liu, C.K. Chua, K.F. Leong, L. Thijs, J. VanHumbeeck, J.P. Kruth, Microstructural investigation of M2 high speed steel produced by selective laser melting, Photonics and Optoelectronics (SOPO), 2012 Symposium on, IEEE, S. 1-4, 2012.
- [161] H. Asgharzadeh, A. Simchi: Effect of sintering atmosphere and carbon content on the densification and microstructure of laser-sintered M2 high-speed steel powder, *Materials Science and Engineering: A*, Nr. 403, Bd. 1-2, S. 290-298, 2005.
- [162] H.J. Niu, I.T.H. Chang: Selective laser sintering of gas atomized M2 high speed steel powder, *Journal of Materials Science*, Nr. 35, Bd. 1, S. 31-38, 2000.
- [163] A. Simchi, H. Asgharzadeh: Densification and microstructural evaluation during laser sintering of M2 high speed steel powder, *Materials Science and Technology*, Nr. 20, Bd. 11, S. 1462-1468, 2013.
- [164] H. Chen, D. Gu, D. Dai, C. Ma, M. Xia: Microstructure and composition homogeneity, tensile property, and underlying thermal physical mechanism of selective laser melting tool steel parts, *Materials Science and Engineering: A*, Nr. 682, S. 279-289, 2017.
- [165] J.J.S. Dilip, G.D.J. Ram, T.L. Starr, B. Stucker: Selective laser melting of HY100 steel: Process parameters, microstructure and mechanical properties, *Additive Manufacturing*, Nr. 13, S. 49-60, 2017.
- [166] W. Wu, S.B. Tor, C.K. Chua, K.F. Leong, A. Merchant: Investigation on processing of ASTM A131 Eh36 high tensile strength steel using selective laser melting, *Virtual and Physical Prototyping*, Nr. 10, Bd. 4, S. 187-193, 2015.
- [167] E. Jelis, M. Clemente, S. Kerwien, N.M. Ravindra, M.R. Hespos: Metallurgical and Mechanical Evaluation of 4340 Steel Produced by Direct Metal Laser Sintering, *Jom*, Nr. 67, Bd. 3, S. 582-589, 2015.
- [168] T. Niendorf, F. Brenne: Steel showing twinning-induced plasticity processed by selective laser melting — An additively manufactured high performance material, *Materials Characterization*, Nr. 85, S. 57-63, 2013.

- [169] C. Haase, J. Bültmann, J. Hof, S. Ziegler, S. Bremen, C. Hinke, A. Schwedt, U. Prahl, W. Bleck: Exploiting Process-Related Advantages of Selective Laser Melting for the Production of High-Manganese Steel, *Materials*, Nr. 10, Bd. 1, S. 56, 2017.
- [170] M.A. Taha, A.F. Yousef, K.A. Gany, H.A. Sabour: On selective laser melting of ultra high carbon steel: Effect of scan speed and post heat treatment, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Nr. 43, Bd. 11, S. 913-923, 2012.
- [171] T. Nakamoto, N. Shirakawa, Y. Miyata, H. Inui: Selective laser sintering of high carbon steel powders studied as a function of carbon content, *Journal of Materials Processing Technology*, Nr. 209, Bd. 15, S. 5653-5660, 2009.
- [172] H. Hasan, M. Peet, J. Jalil, H. Bhadeshia: Heat transfer coefficients during quenching of steels, *Heat and mass transfer*, Nr. 47, Bd. 3, S. 315-321, 2011.
- [173] I. Tolosa, F. Garciandía, F. Zubiri, F. Zapirain, A. Esnaola: Study of mechanical properties of AISI 316 stainless steel processed by “selective laser melting”, following different manufacturing strategies, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Nr. 51, Bd. 5-8, S. 639-647, 2010.
- [174] R. Tobler, A. Nishimura, J. Yamamoto: Design-relevant mechanical properties of 316-type steels for superconducting magnets, *Cryogenics*, Nr. 37, Bd. 9, S. 533-550, 1997.
- [175] J. Bressan, D. Daros, A. Sokolowski, R. Mesquita, C. Barbosa: Influence of hardness on the wear resistance of 17-4 PH stainless steel evaluated by the pin-on-disc testing, *Journal of Materials Processing Technology*, Nr. 205, Bd. 1, S. 353-359, 2008.
- [176] S.M. Afazov, S.M. Ratchev, J. Segal: Prediction and experimental validation of micro-milling cutting forces of AISI H13 steel at hardness between 35 and 60 HRC, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Nr. 62, Bd. 9, S. 887-899, 2012.
- [177] A. Tsouknidas: Friction Induced Wear of Rapid Prototyping Generated Materials: A Review, *Advances in Tribology*, Nr. 2011, S. 1-7, 2011.
- [178] Y. Sun, A. Moroz, K. Alrbaey: Sliding Wear Characteristics and Corrosion Behaviour of Selective Laser Melted 316L Stainless Steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Nr. 23, Bd. 2, S. 518-526, 2013.
- [179] S. Kumar, J.P. Kruth: Wear Performance of SLS/SLM Materials, *Advanced Engineering Materials*, Nr. 10, Bd. 8, S. 750-753, 2008.
- [180] T.V. Tarasova, A.P. Nazarov, Y.I. Shalapko: Abrasive and fretting wear resistance of refractory cobalt alloy specimens manufactured by the method of selective laser melting, *Journal of Friction and Wear*, Nr. 35, Bd. 5, S. 365-373, 2014.
- [181] F.S. Schwindling, M. Seubert, S. Rues, U. Koke, M. Schmitter, T. Stober: Two-Body Wear of CoCr Fabricated by Selective Laser Melting Compared with Different Dental Alloys, *Tribology Letters*, Nr. 60, Bd. 2, 2015.

-
- [182] D. Gu, Y.-C. Hagedorn, W. Meiners, G. Meng, R.J.S. Batista, K. Wissenbach, R. Poprawe: Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium, *Acta Materialia*, Nr. 60, Bd. 9, S. 3849-3860, 2012.
- [183] H. Attar, K.G. Prashanth, A.K. Chaubey, M. Calin, L.C. Zhang, S. Scudino, J. Eckert: Comparison of wear properties of commercially pure titanium prepared by selective laser melting and casting processes, *Materials Letters*, Nr. 142, S. 38-41, 2015.
- [184] D. Gu, Y.-C. Hagedorn, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe: Nanocrystalline TiC reinforced Ti matrix bulk-form nanocomposites by Selective Laser Melting (SLM): Densification, growth mechanism and wear behavior, *Composites Science and Technology*, Nr. 71, Bd. 13, S. 1612-1620, 2011.
- [185] D. Gu, G. Zhang: Selective laser melting of novel nanocomposites parts with enhanced tribological performance, *Virtual and Physical Prototyping*, Nr. 8, Bd. 1, S. 11-18, 2013.
- [186] N. Kang, P. Coddet, C. Chen, Y. Wang, H. Liao, C. Coddet: Microstructure and wear behavior of in-situ hypereutectic Al-high Si alloys produced by selective laser melting, *Materials & Design*, Nr. 99, S. 120-126, 2016.
- [187] G.A. Roberts, R. Kennedy, G. Krauss, Tool steels, ASM international, Materials Park, 1998.
- [188] H.W. Paxton, Alloying Elements in Steel, ASM International, Materials Park, 1988.
- [189] H. Bhadeshia, R. Honeycombe, Steels: Microstructure and Properties, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2011.
- [190] Y. Imai: Phases in quenched and tempered steels, *Transactions of the Japan Institute of Metals*, Nr. 16, Bd. 12, S. 721-734, 1975.
- [191] E.S. Haberling, I: Zusammenstellung der Eigenschaften und Werkstoffkenngrößen des Schnellarbeitsstahls S6-5-2, *Tyssen Edelstahl technische Berichte*, Nr. 2, Bd. 11, S. 99-109, 1985.
- [192] Y. Luan, N. Song, Y. Bai, X. Kang, D. Li: Effect of solidification rate on the morphology and distribution of eutectic carbides in centrifugal casting high-speed steel rolls, *Journal of Materials Processing Technology*, Nr. 210, Bd. 3, S. 536-541, 2010.
- [193] M. Boccalini Jr, Y. Matsubara, H. Goldenstein: Effects of cooling rate and C and V contents on DAS and eutectic carbide morphology of as-cast M 2 high-speed steel, *Transactions of the American Foundrymen's Society*, Nr. 104, S. 907-915, 1996.
- [194] E.-S. Lee, W.-J. Park, J. Jung, S. Ahn: Solidification microstructure and M₂C carbide decomposition in a spray-formed high-speed steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Nr. 29, Bd. 5, S. 1395-1404, 1998.
- [195] M. Boccalini Jr, A. Correa, H. Goldenstein: Rare earth metal induced modification of γ -M₂C, γ -M₆C, and γ -MC eutectics in as cast M2 high speed steel, *Materials Science and Technology*, Nr. 15, Bd. 6, S. 621-626, 1999.

- [196] D. Casellas, J. Caro, S. Molas, J.M. Prado, I. Valls: Fracture toughness of carbides in tool steels evaluated by nanoindentation, *Acta Materialia*, Nr. 55, Bd. 13, S. 4277-4286, 2007.
- [197] E. Horn, H. Brandis: Formation of Phases in High-Speed Steel S 6-5-2-Mo20 with reduction in C content, *DEW TECHN BER*, Nr. 11, Bd. 3, S. 147-154, 1971.
- [198] DIN EN ISO 3369:2010-08, Undurchlässige Sintermetallwerkstoffe und Hartmetalle - Ermittlung der Dichte (ISO 3369:2006).
- [199] T. Roisnel, J. Rodríguez-Carvajal, WinPLOTR: a windows tool for powder diffraction pattern analysis, Materials Science Forum, Transtec Publications; 1999, S. 118-123, 2001.
- [200] H. Rietveld: A profile refinement method for nuclear and magnetic structures, *Journal of applied Crystallography*, Nr. 2, Bd. 2, S. 65-71, 1969.
- [201] DIN EN ISO 4287:2010-07, Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit (ISO 4287:1997 + Cor 1:1998 + Cor 2:2005 + Amd 1:2009).
- [202] DIN EN 1071-13:2010-07, Hochleistungskeramik - Verfahren zur Prüfung keramischer Schichten - Teil 13: Bestimmung der Verschleißrate mittels Stift-Scheibe-Prüfung.
- [203] A. Schlieter, U. Kühn, J. Eckert, H.J. Seifert: Microstructure, thermal, and mechanical characterization of rapidly solidified high strength Fe_{84.3}Cr_{4.3}Mo_{4.6}V_{2.2}C_{4.6}, *Journal of Materials Research*, Nr. 25, Bd. 06, S. 1164-1171, 2011.
- [204] J. Hufenbach, L. Giebeler, M. Hoffmann, S. Kohlar, U. Kühn, T. Gemming, S. Oswald, B. Eigenmann, J. Eckert: Effect of short-term tempering on microstructure and mechanical properties of high-strength FeCrMoVC, *Acta Materialia*, Nr. 60, Bd. 11, S. 4468-4476, 2012.
- [205] M. Rüssel, L. Krüger, S. Martin, W. Kreuzer: Microstructural and fracture toughness characterisation of a high-strength FeCrMoVC alloy manufactured by rapid solidification, *Engineering Fracture Mechanics*, Nr. 99, S. 278-294, 2013.
- [206] M. Rüssel, T. Mottitschka, S. Martin, L. Krüger, W. Kreuzer: Fatigue crack propagation and in-situ observations in three tool steel alloys manufactured using a rapid solidification technique, *Journal of Materials Science*, Nr. 48, Bd. 15, S. 5324-5333, 2013.
- [207] J. Hufenbach, Entwicklung neuartiger Stahlgusslegierungen für den Werkzeugbau, TU Dresden, 2014.
- [208] E. Wachtel, N. Willmann, B. Predel: Constitution and magnetic susceptibility of Ni_{75-x}Pd_{25x} alloys in the crystalline, liquid, and glassy state, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Nr. 59, Bd. 1, S. 115-120, 1986.
- [209] VDI 3405 Blatt 2 2013-08, Additive Fertigungsverfahren - Strahlschmelzen metallischer Bauteile - Qualifizierung, Qualitätssicherung und Nachbearbeitung.

-
- [210] A. Spierings, G. Levy, Comparison of density of stainless steel 316L parts produced with selective laser melting using different powder grades, Proceedings of the Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, TX, S. 342-353, 2009.
- [211] J. Sander, J. Hufenbach, M. Bleckmann, L. Giebeler, H. Wendrock, S. Oswald, T. Gemming, J. Eckert, U. Kühn: Selective laser melting of ultra-high-strength TRIP steel: processing, microstructure, and properties, *Journal of Materials Science*, Nr. 52, Bd. 9, S. 4944-4956, 2016.
- [212] J. Sander, J. Hufenbach, L. Giebeler, H. Wendrock, U. Kühn, J. Eckert: Microstructure and properties of FeCrMoVC tool steel produced by selective laser melting, *Materials & Design*, Nr. 89, S. 335-341, 2016.
- [213] L. Van Belle, G. Vansteenkiste, J.C. Boyer, Investigation of residual stresses induced during the selective laser melting process, *Key Engineering Materials*, Trans Tech Publ, S. 1828-1834, 2013.
- [214] M.F. Zaeh, G. Branner: Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting, *Production Engineering*, Nr. 4, Bd. 1, S. 35-45, 2010.
- [215] J. Sander, J. Hufenbach, L. Giebeler, M. Bleckmann, J. Eckert, U. Kühn: Microstructure, mechanical behavior, and wear properties of FeCrMoVC steel prepared by selective laser melting and casting, *Scripta Materialia*, Nr. 126, S. 41-44, 2017.
- [216] M. El-Bealy, B.G. Thomas: Prediction of dendrite arm spacing for low alloy steel casting processes, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Nr. 27, Bd. 4, S. 689-693, 1996.
- [217] N. Ridley, H. Stuart, L. Zwell: Lattice parameters of Fe-C austenites at room temperature, *Trans Met Soc Aime*, Nr. 245, Bd. 8, S. 1834-1836, 1969.
- [218] D. Dyson, B. Holmes: Effect of alloying additions on the lattice parameter of austenite, *J Iron Steel Inst*, Nr. 208, Bd. 5, S. 469-474, 1970.
- [219] L. Cheng, A. Böttger, T.H. De Keijser, E. Mittemeijer: Lattice parameters of iron-carbon and iron-nitrogen martensites and austenites, *Scripta metallurgica et materialia*, Nr. 24, Bd. 3, S. 509-514, 1990.
- [220] R. Kohlhaas, P. Dunner, P. Schmitz: The Temperature-Dependence of the Lattice Parameters of Iron, Cobalt, and Nickel in the High Temperature Range, *Z Angew Physik*, Nr. 23, Bd. 4, 1967.
- [221] N. Vandijk, A. Butt, L. Zhao, J. Sietsma, S. Offerman, J. Wright, S. Vanderzwaag: Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling, *Acta Materialia*, Nr. 53, Bd. 20, S. 5439-5447, 2005.
- [222] P.J. Jacques: Transformation-induced plasticity for high strength formable steels, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Nr. 8, Bd. 3-4, S. 259-265, 2004.

- [223] P.J. Jacques, Q. Furnémont, F. Lani, T. Pardoën, F. Delannay: Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing, *Acta Materialia*, Nr. 55, Bd. 11, S. 3681-3693, 2007.
- [224] F. Lani, Q. Furnémont, T. Van Rompaey, F. Delannay, P.J. Jacques, T. Pardoën: Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: II. Micromechanical modelling, *Acta Materialia*, Nr. 55, Bd. 11, S. 3695-3705, 2007.
- [225] J. Pflüger, J. Fink, W. Weber, K.P. Bohnen, G. Crecelius: Dielectric properties of TiCx, TiNx, VCx, and VNx from 1.5 to 40 eV determined by electron-energy-loss spectroscopy, *Physical Review B*, Nr. 30, Bd. 3, S. 1155-1163, 1984.
- [226] K. Page, J. Li, R. Savinelli, H.N. Szumila, J. Zhang, J.K. Stalick, T. Proffen, S.L. Scott, R. Seshadri: Reciprocal-space and real-space neutron investigation of nanostructured Mo2C and WC, *Solid State Sciences*, Nr. 10, Bd. 11, S. 1499-1510, 2008.
- [227] L. Vegard: Die konstitution der mischkristalle und die raumfüllung der atome, *Zeitschrift für Physik*, Nr. 5, Bd. 1, S. 17-26, 1921.
- [228] P. Winchell, M. Cohen: Solid solution strengthening of Martensite by Carbon, *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, S. 995, 1963.
- [229] B. Song, S. Dong, S. Deng, H. Liao, C. Coddet: Microstructure and tensile properties of iron parts fabricated by selective laser melting, *Optics & Laser Technology*, Nr. 56, S. 451-460, 2014.
- [230] H.K. Rafi, T.L. Starr, B.E. Stucker: A comparison of the tensile, fatigue, and fracture behavior of Ti-6Al-4V and 15-5 PH stainless steel parts made by selective laser melting, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Nr. 69, Bd. 5, S. 1299-1309, 2013.
- [231] W. Shifeng, L. Shuai, W. Qingsong, C. Yan, Z. Sheng, S. Yusheng: Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts, *Journal of Materials Processing Technology*, Nr. 214, Bd. 11, S. 2660-2667, 2014.
- [232] X. Zhao, B. Song, Y. Zhang, X. Zhu, Q. Wei, Y. Shi: Decarburization of stainless steel during selective laser melting and its influence on Young's modulus, hardness and tensile strength, *Materials Science and Engineering: A*, Nr. 647, S. 58-61, 2015.
- [233] W.H. Zachariasen, *Theory of X-ray Diffraction in Crystals*, Courier Corporation, New York, 2004.
- [234] T. Epicier, J. Dubois, C. Esnouf, G. Fantozzi, P. Convert: Neutron powder diffraction studies of transition metal hemicarbides M2C1-x—II. In situ high temperature study on W2C1-x and Mo2C-x, *Acta Metallurgica*, Nr. 36, Bd. 8, S. 1903-1921, 1988.
- [235] P. Krakhmalev, I. Yadroitsava, G. Fredriksson, I. Yadroitsev: In situ heat treatment in selective laser melted martensitic AISI 420 stainless steels, *Materials & Design*, Nr. 87, S. 380-385, 2015.

-
- [236] G.S. Ansell, S.J. Donachie, R.W. Messler: The effect of quench rate on the martensitic transformation in Fe–C alloys, *Metallurgical Transactions*, Nr. 2, Bd. 9, S. 2443-2449, 1971.
- [237] J. Zeisig, J. Hufenbach, H. Wendrock, T. Gemming, J. Eckert, U. Kühn: A study of the micro- and nanoscale deformation behavior of individual austenitic dendrites in a FeCrMoVC cast alloy using micro- and nanoindentation experiments, *Applied Physics Letters*, Nr. 108, Bd. 14, S. 143103, 2016.
- [238] B.L. Bramfitt, Structure/Property relationships in irons and steels, ASM International, Materials Park, OH, S. 153-173, 1998.
- [239] G. Lange, Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle, John Wiley & Sons, Weinheim, 2014.
- [240] P. Egger, Die Abhängigkeit des Spannungszustandes im Druckversuch von den Auflagerungsbedingungen, Technische Hochschule Fridericiana, Karlsruhe, 1965.
- [241] H. Blumenauer, Werkstoffprüfung, Verl. für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1994.
- [242] B. Taljat, B. Radhakrishnan, T. Zacharia: Numerical analysis of GTA welding process with emphasis on post-solidification phase transformation effects on residual stresses¹, *Materials Science and Engineering: A*, Nr. 246, Bd. 1–2, S. 45-54, 1998.
- [243] D. Deng: FEM prediction of welding residual stress and distortion in carbon steel considering phase transformation effects, *Materials & Design*, Nr. 30, Bd. 2, S. 359-366, 2009.
- [244] K. Guan, Z. Wang, M. Gao, X. Li, X. Zeng: Effects of processing parameters on tensile properties of selective laser melted 304 stainless steel, *Materials & Design*, Nr. 50, S. 581-586, 2013.
- [245] P. Stoll, A. Spierings, S. Polster, M. Gebauer, K. Wegener, SLM Processing of 14 Ni (200 Grade) Maraging Steel, DDMC, ETH Zürich, Berlin, 2016.
- [246] K. Kempen, L. Thijs, B. Vrancken, S. Bols, J. Van Humbeeck, J. Kruth, Producing crack-free, high density M2 Hss parts by selective laser melting: pre-heating the baseplate, Proceedings of the 24th international solid freeform fabrication symposium. Laboratory for freeform fabrication, Austin, TX, S. 131-139, 2013.
- [247] J. Milovanovic, M. Stojkovic, M. Trajanovic: Rapid tooling of tyre tread ring mould using direct metal laser sintering, *Journal of Scientific & Industrial Research*, Nr. 68, Bd. 12, S. 1038-1042, 2009.
- [248] C. Weingarten, D. Buchbinder, N. Pirch, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe: Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg, *Journal of Materials Processing Technology*, Nr. 221, S. 112-120, 2015.

- [249] E. Yasa, J. Deckers, J.-P. Kruth: The investigation of the influence of laser re-melting on density, surface quality and microstructure of selective laser melting parts, *Rapid Prototyping Journal*, Nr. 17, Bd. 5, S. 312-327, 2011.
- [250] J. Zeisig, N. Schädlich, L. Giebeler, J. Sander, J. Eckert, U. Kühn, J. Hufenbach: Microstructure and abrasive wear behavior of a novel FeCrMoVC laser cladding alloy for high-performance tool steels, *Wear*, Nr. 382–383, S. 107-112, 2017.
- [251] M. Sikorski: The adhesion of metals and factors that influence it, *Wear*, Nr. 7, Bd. 2, S. 144-162, 1964.
- [252] K. Sommer, R. Heinz, J. Schöfer, Verschleiß metallischer Werkstoffe, Vieweg+Teubner, Wiesbaden, 2014.
- [253] A. Nino, A. Tanaka, S. Sugiyama, H. Taimatsu: Indentation size effect for the hardness of refractory carbides, *Materials transactions*, Nr. 51, Bd. 9, S. 1621-1626, 2010.
- [254] E. Hornbogen: Martensitic transformation at a propagating crack, *Acta Metallurgica*, Nr. 26, Bd. 1, S. 147-152, 1978.
- [255] H. Uetz, K. Sommer, H. Becker, H. Westerdorf, A. Majdic, O. Grewen: Verschleißverhalten von Werkstoffen für Preßmatrizen bei der Herstellung feuerfester Steine, *Sprechsaal, ceramics, glass, cement*, Nr. 111, Bd. 2, S. 65-74, 1978.
- [256] H. Bauschke, E. Hornbogen, K. Zum Gahr: Abrasiver Verschleiß austenitischer Stähle, *Zeitschrift für Metallkunde*, Nr. 72, S. 1-12, 1981.
- [257] T. Jian-Min, Z. Yi-Zhong, S. Tian-Yi, D. Hai-Jin: The influence of retained austenite in high chromium cast iron on impact-abrasive wear, *Wear*, Nr. 135, Bd. 2, S. 217-226, 1990.
- [258] K.-H. Zum Gahr, G.T. Eldis: Abrasive wear of white cast irons, *Wear*, Nr. 64, Bd. 1, S. 175-194, 1980.
- [259] L. Chuan-Gui, Z. Qing-De, S. Guang-Shun, F. Zhen-Shu: Influence of carbon content of martensitic matrix and retained austenite on wear of martensitic ductile iron, *Wear*, Nr. 162, S. 75-82, 1993.
- [260] J. Siepak: The influence of contact stress on the wear of a carburized steel case with a high content of retained austenite, *Wear*, Nr. 80, Bd. 3, S. 301-305, 1982.
- [261] R. Colaco, R. Vilar: On the influence of retained austenite in the abrasive wear behaviour of a laser surface melted tool steel, *Wear*, Nr. 258, Bd. 1, S. 225-231, 2005.
- [262] H.-J. Kim, Y.-G. Kweon: The effects of retained austenite on dry sliding wear behavior of carburized steels, *Wear*, Nr. 193, Bd. 1, S. 8-15, 1996.
- [263] M. Lee: High temperature hardness of tungsten carbide, *Metallurgical Transactions A*, Nr. 14, Bd. 8, S. 1625-1629, 1983.

[264] T. Hirai, K. Niihara: Hot hardness of SiC single crystal, *Journal of Materials Science*, Nr. 14, Bd. 9, S. 2253-2255, 1979.

[265] J. Föhl, T. Weissenberg, J. Wiedemeyer: General aspects for tribological applications of hard particle coatings, *Wear*, Nr. 130, Bd. 2, S. 275-288, 1989.

[266] J. Sander, J. Hufenbach, U. Kühn: Additive Herstellung von Bauteilen aus Hochleistungswerkzeugstahl, *VDI Konstruktion*, Nr. 4, S. 14-16, 2016.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Schematischer Ablauf des SLM-Prozesses (nach [48]).....	11
Abbildung 2: SLM-Bauteile aus Industrie und Forschung. a) Einspritzdüse eines Flugzeugtriebwerks (LEAP, CFM International) mit Luftverkehrszulassung [49]; b) Fusionsreaktor der TU Dresden gefertigt am IFW Dresden; c) statisches Halterelement im Airbus A350 XWB [52]; d) innengekühlter Bohrer mit Sonderabmaßen [53]; e) Sensorgehäuse für den Einsatz im Hochdruckkompressor eines Flugzeugtriebwerks [49].	12
Abbildung 3: Schematische Darstellung verschiedener Aspekte von Scanstrategien wie sie im SLM-Prozess angewandt werden.	16
Abbildung 4: a) Schematische Darstellung der Absorption, Reflexion und Transmission des Laserlichts am Pulverbett (nach [76]); b) Reflexionsgrad verschiedener Werkstoffe in Abhängigkeit der Wellenlänge des Lasers (nach [75]).	18
Abbildung 5: Schematische Darstellung der Schmelzbahnform im Querschnitt: a) V-Schweißnaht; b) Idealisierte Schmelzbahnform im SLM-Prozess; c) Reale Schmelzbahnform im SLM-Prozess an ihrer breitesten Stelle bei einem Verhältnis von 1:4 zwischen Schichtdicke und Schmelzbahnbreite.	21
Abbildung 6: Schematische Darstellung der Schmelzbahnform im Längsschnitt: a-c) Abhängigkeit der Schmelzbahnform von der Scangeschwindigkeit; d, e) Simulierte Schmelzbahnform im SLM-Prozess in der Aufsicht (d) und im Schnitt von der Seite (e) mit den Isothermen (bunt) in 1000 °C Schritten (nach [102, 106]).	23
Abbildung 7: Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen Scangeschwindigkeit und Wachstumsrate [111].....	24
Abbildung 8: Schematische Darstellung des Einflusses von Temperaturgradient G und Wachstumsrate R auf die Gefügemorphologie und Feinheit. Das Verhältnis G/R bestimmt die Morphologie, G·R bestimmt die Feinheit des Gefüges (nach [112]).	25
Abbildung 9: Prinzip der zellulären/dendritischen Erstarrung. a) Aufbruch einer planaren Erstarrungsfront (nach [111]); b) Temperaturverlauf und Konzentrationsverlauf entlang einer zellulär/dendritischen Erstarrungsfront (nach [111]); c) Lichtmikroskopische Aufnahme einer zellulär/dendritischen Erstarrungsfront (CBr ₄) (nach [115]).	27
Abbildung 10: Schöfflerdiagramm nach [112, 122], mit Chrom- und Nickeläquivalent nach [123].	29
Abbildung 11: Gefüge SLM verarbeiteter Stähle. a) 316L (nach [101], bearbeitet); b) 17-4 PH (nach [140], bearbeitet); c) Maraging 300 (nach [141], bearbeitet); d) Maraging 300 (nach [142], bearbeitet); e) H13 (nach [143], bearbeitet); f) M2 (nach [144], bearbeitet).....	32
Abbildung 12: Schematische Darstellung der Prozessschritte von der Herstellung bis zur Wärmebehandlung eines Werkzeugstahls mit A=Austenit, C=Karbide, F=Ferrit, L=Schmelze (nach [187]).	37
Abbildung 13: Phasendiagramm eines Werkzeugstahls mit 4 % Cr, 5 % Mo, 6 % W und 2 % V. k = M _x C (nach [197]).	39
Abbildung 14: Geometrie der verwendeten Zugproben.....	45
Abbildung 15: Partikelgrößenverteilung von FeCrMoVC, FeCrMoVWC (nach [211]) und FeCrVWC.	50
Abbildung 16: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Pulverquerschnitten von: a) FeCrMoVC, b) FeCrMoVWC (nach [211]) und c) FeCrVWC.	50
Abbildung 17: Strahlprofil der SLM250 ^{HL} Anlage bei 200 W Laserleistung, gemessen von der SLM Solutions Group. Der Fokuspunkt liegt bei -1,5 mm mit einem Fokusedurchmesser von 78 µm.	51

Abbildung 18: Temperaturprofil, gemessen an der Oberfläche der Substratplatte, bei einer Solltemperatur von 500 °C.....	52
Abbildung 19: Schematische Darstellung der Scanstrategien Streifenschraffur und Schachbrettschraffur sowie von SLM-Prozessparametern die vom Anwender verändert werden können.....	53
Abbildung 20: Einzelne Schmelzbahnen aus FeCrMoVC. Bei geeignetem Linienenergieeintrag entstehen gleichmäßige Schmelzbahnen.....	54
Abbildung 21: Konturquader mit variierender Laserleistung und Scangeschwindigkeit aus FeCrMoVC zur Bestimmung der Supportparameter und Konturparameter. Potenziell geeignete Parameterkombinationen sind mit Pfeilen gekennzeichnet.....	55
Abbildung 22: Relative Dichte von Volumenwürfeln aus FeCrMoVC in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit. Die Verwendung der Substratplattenheizung erlaubt es, FeCrMoVC mit deutlich geringeren Energieeinträgen zu verarbeiten (nach [212]).....	56
Abbildung 23: REM-SE-Aufnahme von FeCrMoVC mit den SLM-Parametern $P=125\text{ W}$, $S_V=500\text{ mm/s}$, $S_D=50\text{ }\mu\text{m}$, $T_{SP}=400\text{ }^\circ\text{C}$ hergestellt. Der Unterschied zwischen tatsächlicher Schmelztiefe und für eine hohe relative Dichte notwendiger Schmelztiefe ist visualisiert.....	57
Abbildung 24: Isometrische lichtmikroskopische Aufnahme von FeCrMoVC (geätzt mit Adlerlösung).....	59
Abbildung 25: Lichtmikroskopische Aufnahmen von FeCrMoVC. Die SLM-Proben wurden mit Adlerlösung geätzt. a) SLM, $E_V = 89,3\text{ J/mm}^3$, nach [212]; b) SLM, $E_V = 129,6\text{ J/mm}^3$, nach [212]; c) SLM, $E_V = 312,5\text{ J/mm}^3$, $T_{SP} = RT$, nach [215]; d) SK-Gussprobe geätzt mit Murakamilösung, nach [212].....	60
Abbildung 26: REM-SE-Aufnahmen von FeCrMoVC. Alle Proben wurden mit Tiefenätzung geätzt. a) SLM, $E = 89,3\text{ J/mm}^3$, nach [212]; b) SLM, $E = 129,6\text{ J/mm}^3$, nach [212]; c) SLM, $T_{SP} = RT$, $E = 312,5\text{ J/mm}^3$, nach [215]; d) SK-Gussprobe, nach [215].....	61
Abbildung 27: REM-SE-Aufnahmen von FeCrMoVC. Der Vergleich der Aufnahmen, quer zur Baurichtung (a, b), mit den Aufnahmen, längs zur Baurichtung (c, d), zeigt die starke Ausrichtung des Gefüges.....	63
Abbildung 28: EDX-Mappings von FeCrMoVC mit SLM verarbeitet (a-d) und im SK-Gusszustand (e-h) nach [212].....	63
Abbildung 29: a) REM-SE-Aufnahme von FeCrMoVC; b) Bandkontrast; c) Phasenverteilung, die markierten Bereiche sind Martensitplatten; d) Beugungsbild von Mo_2C Karbiden (nach [212]).....	64
Abbildung 30: Röntgendiffraktogramme von vier SLM-Parametervariationen und vom SK-Gusszustand. Die Hauptreflexe sind induziert.....	65
Abbildung 31: Das Masseverhältnis von Martensit zu Austenit in Abhängigkeit der Substrattemperatur.....	68
Abbildung 32: a) DSC-Kurve (Aufheizung) von FeCrMoVC; b) REM-BSE-Aufnahme einer bis 900 °C erhitzten Probe; c) REM-SE-Aufnahme einer bis 1200 °C erhitzten Probe.....	69
Abbildung 33: Die mechanischen Eigenschaften Härte, technische Stauchgrenze $\sigma_{d0,2}$, technische Druckfestigkeit σ_{dB} und technische Bruchstauchung ϵ_{dB} in Abhängigkeit der Substrattemperatur.....	70
Abbildung 34: Härte von FeCrMoVC bei Temperaturen zwischen 25 und 700 °C.....	71
Abbildung 35: Technische Druckspannung und Martensitgehalt von FeCrMoVC in Abhängigkeit von der technischen Stauchung (nach [204, 212, 215]).....	72
Abbildung 36: REM-SE-Aufnahmen von a, b) Bruchflächen von geprüften Druckproben aus FeCrMoVC (SLM); c, d) Rissverlauf in einem Querschliff einer Druckprobe, die bei 15 % Stauchung gestoppt wurde.....	73
Abbildung 37: Technische Spannung in Abhängigkeit von der technischen Dehnung für FeCrMoVC mit SLM verarbeitet und im SK-Gusszustand [204].....	74

Abbildung 38: REM-SE-Aufnahmen von Bruchflächen von FeCrMoVC (SLM): a, b) 129,6 J/mm ³ ; c, d) 312,5 J/mm ³ .	75
Abbildung 39: Konturquader aus FeCrMoVWC mit variierender Laserleistung und Scangeschwindigkeit.	77
Abbildung 40: a) Relative Dichte von Volumenwürfeln aus FeCrMoVWC mit konstantem Schraffurabstand und Laserleistung in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit nach [211]; b) REM-SE-Aufnahme von Keyhole-Poren ($S_V = 350$ mm/s); c) REM-SE-Aufnahme von Delamination bei 550 mm/s Scangeschwindigkeit.	78
Abbildung 41: a) Relative Dichte von Volumenwürfeln aus FeCrMoVWC mit konstanter Scangeschwindigkeit und Laserleistung in Abhängigkeit des Schraffurabstands nach [211]; b) REM-SE-Aufnahme einer Pore durch Pulververarmung bei 70 μ m Schraffurabstand.	79
Abbildung 42: Lichtmikroskopische Aufnahme von FeCrMoVWC verarbeitet im SLM-Prozess (Adlerätzung) im Vergleich zum SK-Gusszustand (Beraha-I-Ätzung) nach [11, 211].	81
Abbildung 43: REM-SE-Aufnahmen von FeCrMoVWC (tiefengeätzt) (nach [211]).	81
Abbildung 44: a) REM-Aufnahme im BSE-Modus von FeCrMoVWC im SLM-Prozess verarbeitet; b) Bandkontrast (SLM); c) EBSD-Phasenverteilung (SLM); d) REM-Aufnahme im BSE-Modus von FeCrMoVWC im SK-Gusszustand; e) EBSD-Phasenverteilung (SK-Guss) (nach [207, 211]).	82
Abbildung 45: Mittels AES bestimmte Elementverteilung einer SLM-Probe aus FeCrMoVWC (nach [211]).	83
Abbildung 46: TEM-(HAADF)-Aufnahmen von FeCrMoVWC mit SLM verarbeitet. a, b) Anordnung der Karbide; c) Grenzflächen zwischen den Karbiden (nach [211]).	84
Abbildung 47: Röntgendiffraktogramm von FeCrMoVWC im SLM-Prozess verarbeitet (nach [211]).	85
Abbildung 48: DSC-Messung an SLM prozessiertem FeCrMoVWC (Aufheizkurve).	87
Abbildung 49: Schematische Darstellung der Entwicklung des Gefüges durch gerichtete Erstarrung und Mikrosegrierung (nach [211]).	88
Abbildung 50: Warmhärte von FeCrMoVWC mittels SLM verarbeitet.	89
Abbildung 51: Technische Druckspannung in Abhängigkeit von der technischen Stauchung von FeCrMoVWC mit SLM verarbeitet und im SK-Gusszustand sowie der Martensitgehalt der SLM gefertigten Proben in Abhängigkeit von der technischen Stauchung (nach [11, 211]).	90
Abbildung 52: a, b) REM-SE-Bruchflächenaufnahmen von Druckproben aus FeCrMoVWC (SLM); c, d) REM-SE-Aufnahmen des Rissverlaufs gestoppter Druckproben (20 % Stauchung). Der Riss verläuft entlang der Karbide (nach [211]).	91
Abbildung 53: Technische Spannung in Abhängigkeit der technischen Dehnung von FeCrMoVWC mit SLM verarbeitet und im SK-Gusszustand (nach [211]).	92
Abbildung 54: REM-SE-Aufnahmen der Bruchfläche von Zugproben aus FeCrMoVWC (nach [211]).	93
Abbildung 55: Die mechanischen Eigenschaften Härte, technische Stauchgrenze $\sigma_{d0,2}$, technische Bruchfestigkeit σ_{dB} und technische Bruchstauchung ϵ_{dB} von FeCrMoVWC in Abhängigkeit der Substrattemperatur bei konstanten SLM-Parametern ($E_V = 312,5$ J/mm ³).	94
Abbildung 56: REM-SE-Aufnahmen von FeCrMoVC: a) SK-Guss (nach [204]); b) Schleuderguss; c) SLM. REM-SE-Aufnahmen von FeCrMoVWC: d) SK-Guss (nach [11]); e) Schleuderguss; f) SLM.	98
Abbildung 57: Technische Druckspannung in Abhängigkeit der technischen Stauchung am Beispiel von FeCrMoVC im SK-Guss-, Schleuderguss und SLM-Zustand.	98
Abbildung 58: Technische Bruchstauchung, technische Stauchgrenze, technische Druckfestigkeit und Härte von im Schleuderguss verarbeitetem Fe91,5-xCr4V0,5W4Cx in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt.	100

Abbildung 59: Lichtmikroskopische Aufnahmen von im Schleuderguss verarbeitetem Fe _{91,5-x} Cr ₄ V _{0,5} W ₄ C _x (tiefengeätzt). Die netzwerkartige Struktur der Karbide löst sich mit sinkendem Kohlenstoffgehalt auf. a) 0,9 % C; b) 0,7 % C; c) 0,5 % C.	101
Abbildung 60: Einzelschmelzbahn von FeCrVWC bei 550 mm/s Scangeschwindigkeit, 175 W Laserleistung und - 2 mm Fokus. Das Layout erlaubt neben der Auswertung der Schmelzbahnform auch die Beurteilung verschiedener Schraffurabstände.	102
Abbildung 61: Relative Dichte von Volumenwürfeln aus FeCrVWC in Abhängigkeit von Scangeschwindigkeit und Schraffurabstand bei einer konstanten Laserleistung von 175 W. Die zugrundeliegende Matrix ist bei der Scangeschwindigkeit in 50 mm/s Schritten aufgelöst und beim Schraffurabstand in 10 µm Schritten.	103
Abbildung 62: Lichtmikroskopische Aufnahmen von FeCrVWC im SK-Guss- und SLM-Zustand. a) SK-Guss (Nitalätzung); b) SK-Guss (Adlerätzung); c) SLM (Adlerätzung); d) SLM (Adlerätzung).	105
Abbildung 63: REM-SE-Aufnahme von FeCrVWC im SK-Gusszustand und die dazugehörige EDX-Elementverteilung.	105
Abbildung 64: REM-Aufnahmen von FeCrVWC (tiefengeätzt). a) SK-Guss, SE-Modus; b-d) SLM, BSE-Modus; e, f) SLM doppelt belichtet, SE-Modus.	106
Abbildung 65: Ergebnisse der EBSD-Phasenanalyse an FeCrVWC im SK-Gusszustand. a, d) REM-Aufnahmen im SE-Modus; b, e) Phasenverteilung; c, f) Bandkontrast.	107
Abbildung 66: EBSD-Analyseergebnisse von FeCrVWC mit SLM prozessiert, wobei a-c mit den Volumenparametern und d-f doppelt belichtet wurden. a, d) REM-Aufnahmen im SE-Modus; b, e) Phasenverteilung; c, f) Kornverteilung, benachbarte Körner sind unterschiedlich eingefärbt.	108
Abbildung 67: Härteprofil von FeCrVWC mit SLM vom doppelt belichteten Randbereichs (links) zum Kernvolumen (rechts).	110
Abbildung 68: Technische Druckspannung in Abhängigkeit der technischen Stauchung von FeCrVWC.	111
Abbildung 69: REM-SE-Aufnahmen von Bruchflächen von FeCrVWC: a) FeCrVWC SLM, Volumenparameter, Bruchfläche einer Druckprobe unter 45° zur Belastungsrichtung; b) FeCrVWC SLM, Volumenparameter, Spaltbruchanteil; c) FeCrVWC SK-Guss, Bruchfläche einer Zugprobe, SE- und BSE-Modus kombiniert; d, e) FeCrVWC SLM, Volumenparameter, Bruchflächen einer Zugprobe; f) FeCrVWC SLM, doppelbelichtet, Bruchfläche einer Zugprobe.	112
Abbildung 70: Technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm für FeCrVWC in Abhängigkeit der Herstellungsmethode.	113
Abbildung 71: Quaderförmiger Prüfkörper mittels SLM bei RT hergestellt zur Beurteilung der Rissneigung und Oberflächenqualität. a) FeCrMoVC Quaderreihe mit ansteigender Kantenlänge von 15 bis 30 mm. Ab 20 mm Kantenlänge treten Risse auf. Detailansichten der Testquader mit 30 mm Kantenlänge: b) FeCrMoVC; c) FeCrMoVWC; d) FeCrVWC.	114
Abbildung 72: Minimal und maximal durch je zwei unterschiedliche SLM-Parametersätze erreichbare Härte der getesteten Legierungen und deren Härte im SK-Gusszustand.	117
Abbildung 73: Technische Spannungs-Stauchungskurven der untersuchten Legierungen im SLM- und SK-Gusszustand.	119
Abbildung 74: Technische Spannungs-Dehnungskurven der untersuchten Legierungen im SLM- und SK-Gusszustand.	120
Abbildung 75: REM-SE-Aufnahmen von Verschleißflächen aus dem Kugel-Scheibe-Versuch. a) FeCrMoVC, SLM, 312,5 J/mm ³ ; b) FeCrMoVWC, SLM, 312,5 J/mm ³ ; c) FeCrVWC, SLM.	121

Abbildung 76: Verschleißkoeffizienten von 1.2379, FeCrMoVC, FeCrMoVWC und FeCrVWC gemessen im Stift-Scheibe-Versuch mit einer P120-SiC- (nach [215]) und P70-Cubitron-Scheibe.	122
Abbildung 77: REM-SE-Aufnahmen von Verschleißflächen. a) FeCrMoVC, SLM, 312,5 J/mm ³ , P120-Schleifscheibe (nach [215]); b) FeCrMoVWC, SLM, 312,5 J/mm ³ , P120-Schleifscheibe; c) FeCrVWC, SLM, P70-Schleifscheibe; d) FeCrMoVC, SLM, 312,5 J/mm ³ , P70-Schleifscheibe bei 600 °C Prüftemperatur; e) FeCrMoVWC, SLM, 312,5 J/mm ³ , P70-Schleifscheibe bei 600 °C Prüftemperatur; f) FeCrVWC, SLM doppelt belichtet, P70-Schleifscheibe; g) FeCrMoVC, SK-Guss, P120-Schleifscheibe (nach [215]); h) FeCrMoVWC, SK-Guss, P120-Schleifscheibe; i) FeCrVWC, SK-Guss, P70-Schleifscheibe; j) 1.2379, P120-Schleifscheibe (nach [215]).	123
Abbildung 78: Oberflächenprofil der Verschleißflächen von Proben, die mit einer P120-SiC-Schleifscheibe geprüft wurden. Die im Stift-Scheibe-Versuch ermittelte Verschleißbeständigkeit der Legierungen steigt von FeCrMoVC SK-Guss (links) nach FeCrMoVC SLM (rechts) an (nach [215]).	124
Abbildung 79: Ausgewählte SLM gefertigte Werkzeuge. a) Sondersteckschlüssel und Schraube mit Einwegantrieb aus FeCrVWC; b) Bohrer und Fräser aus FeCrMoVC mit innenliegenden Kühlkanälen (nach [266]); c) Testlauf eines Bohrers aus FeCrMoVWC (nach [266]).	127

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Übersicht über kommerzielle additive Fertigungsverfahren und ihre gängigen Abkürzungen, die verwendete Energiequelle, den Ausgangszustand des Ausgangsmaterials und die verarbeitbaren Materialklassen.	8
Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften SLM verarbeiteter Stähle im Vergleich zu konventionell hergestellten Stählen.	35
Tabelle 3: Verfahrensschritte bei der metallographischen Schliffpräparation.	41
Tabelle 4: Zusammensetzungen und Bezeichnungen der verwendeten Ätzlösungen.	41
Tabelle 5: SLM-Parametersatz von FeCrMoVC mit Schichtdicke S_D , Laserleistung P , Scangeschwindigkeit S_v , Schraffurabstand S_A , Konturabstand K_A , Punktabstand P_A , Belichtungszeit B , Laserfokus F , Scanstrategie, Substrattemperatur T_{SP} und Volumenenergieeintrag E_V	58
Tabelle 6: Ergebnisse der chemischen Analyse von Pulver und SLM-Proben aus FeCrMoVC.	59
Tabelle 7: Kristallstrukturdaten und Phasenanteile von FeCrMoVC mit SLM verarbeitet und im Vergleich zum SK-Gusszustand.	66
Tabelle 8: Makro- und Mikrohärtigkeit von FeCrMoVC-Proben mit verschiedenen SLM-Parametern hergestellt im Vergleich zum SK-Gusszustand [204, 212, 215].	69
Tabelle 9: Die mechanischen Kennwerte technische Stauchgrenze $\sigma_{d0,2}$, Druckfestigkeit σ_{dB} und Bruchstauchung ϵ_{dB} von FeCrMoVC in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses (nach [204, 212, 215]).	72
Tabelle 10: Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A von FeCrMoVC mit SLM verarbeitet und im SK-Gusszustand aus dem quasistatischen Zugversuch.	74
Tabelle 11: SLM-Parametersatz von FeCrMoVWC mit Schichtdicke S_D , Laserleistung P , Scangeschwindigkeit S_v , Schraffurabstand S_A , Konturabstand K_A , Punktabstand P_A , Belichtungszeit B , Laserfokus F , Scanstrategie, Substrattemperatur T_{SP} und Volumenenergieeintrag E_V	79
Tabelle 12: Ergebnisse der chemischen Analyse von FeCrMoVWC Pulver und SLM-Teilen.	80

Tabelle 13: Mittelwerte der TEM-EDX-Punktanalysen in der Matrix (7 Punkte) und den Karbiden (25 Punkte) in Massenanteil in % (nach [211]).	84
Tabelle 14: Kristallographische Strukturdaten der bestimmten Phasen in der FeCrMoVWC-Legierung, die mit und ohne Substratplattenheizung im SLM-Prozess verarbeitet wurde sowie im SK-Gusszustand.	86
Tabelle 15: Steckgrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A von FeCrMoVWC.	92
Tabelle 16: Mittels röntgenographischer Analyse bestimmte Phasengehalte in SLM prozessiertem FeCrMoVWC in Abhängigkeit der Substrattemperatur.	93
Tabelle 17: Mechanische Eigenschaften Härte, technische Stauchgrenze $\sigma_{d0,2}$, technische Bruchfestigkeit σ_{dB} und technische Bruchstauchung ϵ_{dB} von FeCrMoVWC mittels SLM bei verschiedenen Substrattemperaturen verarbeitet und im SK-Gusszustand.	96
Tabelle 18: Die mechanischen Kennwerte technische Stauchgrenze $\sigma_{d0,2}$, Druckfestigkeit σ_{dB} und Bruchstauchung ϵ_{dB} von FeCrMoVC mittels SLM, SK-Guss und Schleuderguss verarbeitet (nach [204, 215]).	99
Tabelle 19: SLM-Parametersatz von FeCrVWC mit Schichtdicke S_D , Laserleistung P , Scangeschwindigkeit S_v , Schraffurabstand S_Λ , Konturabstand K_Λ , Punktabstand P_Λ , Belichtungszeit B_t , Laserfokus F , Scanstrategie und Substrattemperatur T_{SP} .	103
Tabelle 20: Ergebnisse der chemischen Analyse von Pulver und SLM gefertigten Materials aus FeCrVWC.	104
Tabelle 21: Phasenzusammensetzung, Raumgruppe, kristallographische Gitterkonstanten und Phasenanteile, die mit Hilfe der Rietveld-Analyse an FeCrVWC im SK-Guss- und SLM-Zustand bestimmt wurden.	109
Tabelle 22: Technische Stauchgrenze $\sigma_{d0,2}$, Druckfestigkeit σ_{dB} und Bruchstauchung ϵ_{dB} von FeCrVWC.	111
Tabelle 23: Technische Streckgrenze $R_{p0,2}$, technische Zugfestigkeit R_m und technische Bruchdehnung A von FeCrVWC.	113