

Lehrstuhl für Umformtechnik

Department Product Engineering
Montanuniversität Leoben



MASTERARBEIT

HERSTELLUNG UND CHARAKTERISIERUNG VON STAHL- KUPFER LEGIERUNGEN AUS PULVERMISCHUNGEN MITTELS LASERSTRAHL PULVERBETT SCHMELZEN

Sebastian Strouf

Montanmaschinenbau

Leoben, Oktober 2018

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Leoben, 11. Oktober 2018

Bruck an der Mur, Datum

Sebastian Strouf

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit am Lehrstuhl für Umformtechnik an der Montanuniversität Leoben.

Herrn Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Bruno Buchmayr, dem Leiter des Lehrstuhls, gilt mein besonderer Dank für die Betreuung bei dieser Arbeit und die Betreuung derselben.

Bei meinem Betreuer Herrn Dipl.-Ing. Christopher Wallis möchte ich mich ganz besonders bedanken, denn ohne seine Bemühungen wäre ich mit dieser Arbeit nicht so schnell vorangekommen. Er hat meine Arbeit durch seine fachliche und persönliche Unterstützung begleitet und war mir eine sehr große Hilfe.

Schließlich bedanke ich mich besonders bei allen mir nahestehenden Menschen, insbesondere meiner Familie. Darüber hinaus möchte ich mich bei meinen Eltern Michael und Isabella Strouf bedanken, die mir durch ihre Unterstützung mein Studium ermöglicht haben.

Kurzfassung

Der effiziente Wärmeabtransport an Bauelementen und Bauteilen gewinnt immer mehr an Bedeutung. Nicht nur die Anforderungen der mechanischen Werkstoffeigenschaften steigen, sondern es müssen auch neue Konzepte für den Wärmeabtransport entwickelt werden. Aufgrund der neuen Anforderungsprofile sollte eine Legierung gefunden werden, welche eine hohe thermische Leitfähigkeit verbunden mit guten mechanische Eigenschaften aufweist. Die geforderten Werkstoffeigenschaften wurden durch einen Mischvorgang von CuCrZr-Pulver mit Maraging-Stahlpulver und anschließender generativer Fertigung realisiert. Es wurden vier Legierungen mit unterschiedlichen Gehalt an Kupfer hergestellt, welche in weiterer Folge mittels Laser-Powder Bed Fusion (L-PBF) zu Prüfkörpern verarbeitet wurden. Dabei wurde auf die Mikrostruktur, die Festigkeit und die Härte, die chemische Zusammensetzung, die Wärmeleitfähigkeit, sowie die Auswirkung der Wärmebehandlungen auf die Materialeigenschaften der L-PBF hergestellten Bauteile eingegangen und diese diskutiert.

Abstract

Efficient heat dissipation on components is becoming increasingly important. Not only the requirements of mechanical material properties are increasing, but also new concepts for heat removal must be developed. Due to the new requirement profiles, an alloy should be found which has a high thermal conductivity combined with good mechanical properties. The required material properties were realized by a mixing process of CuCrZr powder with maraging-steel powder and subsequent generative manufacturing. Four alloys with different copper content have been produced, which were subsequently processed by Laser-Powder Bed Fusion (L-PBF) to test specimens. In this case, the microstructure, the strength and the hardness, the chemical composition, the thermal conductivity as well as the effect of the heat treatment on the material properties of the L-PBF-manufactured components were discussed.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung und Aufgabenstellung.....	1
2. Stand der Technik.....	2
2.1 Grundlagen	2
2.2 Additive Fertigungsverfahren.....	3
2.2.1 Prinzip des Schichtbauverfahrens.....	4
2.2.2 Einteilung der Verfahren	5
2.2.3 Anwendungsebene	6
2.2.4 Additive Fertigung von Metallen	9
2.3 Laserstrahl-Pulverbettschmelzen.....	9
2.3.1 Aufbau Metall-Laserstrahlschmelzen	11
2.3.2 Physikalisches Modell Laserstrahl-Pulverbettschmelzen.....	11
2.3.3 Prozessparameter beim Laser-Powder Bed Fusion	13
2.4 Prozessparameter und resultierende Fehler.....	13
2.4.1 Pulverparameter	14
2.4.2 Prozessparameter Laserstrahl	18
2.4.3 Prozessparameter Belichtung	24
2.5 Werkstoffe für L-PBF	25
2.5.1 Binäre und ternäre Systeme	26
2.5.2 CuCrZr und Maraging Stahl Legierungen.....	28
2.5.3 Verfahren.....	29
3. Experimentelles Vorgehen	31
3.1 Pulverherstellung.....	31
3.1.1 Pulverkennwerte	31
3.1.2 Chargenaufbereitung	32
3.1.3 Mischvorgang	33
3.2 Pulveruntersuchung.....	34
3.3 Parameterstudie	34
3.4 Zugprüfkörper.....	36
3.5 Wärmebehandlung	36
3.6 Prüfverfahren.....	37
4. Ergebnisse und Diskussion.....	39
4.1 Pulveranalyse.....	39
4.2 Parameterauswahl.....	42
4.2.1 Charge 1	42
4.2.2 Charge 2.....	45
4.2.3 Charge 3.....	48

4.2.4	Charge 4	52
4.3	Charakterisierung	56
4.3.1	Mikrostruktur	56
4.3.2	Zugversuch	58
4.3.3	Härte	67
4.4	Charakterisierung der Mikrostruktur	70
4.4.1	Ergebnisse der Ätzung	71
4.4.2	Rasterelektronenmikroskopie und chemische Analyse	75
4.5	Thermografische Charakterisierung	78
5.	Zusammenfassung und Ausblick	81
	Abkürzungsverzeichnis	83
	Literaturverzeichnis	85
	Abbildungsverzeichnis	92

1. Einleitung und Aufgabenstellung

Die additive Fertigung weist seit einigen Jahren eine hohe Dynamik auf, mit jährlichen Wachstumsraten von 20% bis 30% und zahlreichen innovativen Start-ups [1]. In vielen Bereichen wie Medizin, Luftfahrtindustrie, Automotive ist die additive Fertigung mit ihren stetig neuen Technologieansätzen nicht mehr wegzudenken. Ein immenses Potential resultiert aus der nahezu grenzenlosen Gestaltungsfreiheit und darum wird ihr auch in Zukunft ein hohes Wachstumspotential vorausgesagt. Neben erhöhter Bauteilkomplexität ohne zusätzliche Kosten besitzen die Bauteile eine erhöhte Funktionalität.

In dieser Arbeit wurden unterschiedliche CuCrZr Stahllegierungen hergestellt, mittels Laserstrahl-Pulverbettsschmelzen zu Prüfkörpern verarbeitet und hinsichtlich ihrer Materialeigenschaften sowie mögliche wirtschaftliche Einsatzmöglichkeiten untersucht. Im Prinzip ist aus Zustandsdiagrammen bekannt, wie sich das Legierungselement Kupfer auf das Gefüge auswirkt. Im Fall des Laserstrahl-Pulverbettsschmelzen treten aber wesentlich höhere Abkühlraten auf, weshalb auch metastabile Systeme mit speziellen Eigenschaften erzeugt werden können. Durch entsprechende Wärmenachbehandlungen sind auch die Eigenschaftsprofile veränderbar. Aus diesem Grund sollen Pulvermischungen mit unterschiedlichen CuCrZr-Gehalt und Maraging Stahlpulver hergestellt werden. Nach der Konsolidierung sollen die Proben hinsichtlich Gefüge und Eigenschaften wie Härte, Zugfestigkeit und thermische Leitfähigkeit untersucht werden. Mögliches Einsatzgebiet solcher Kupfer-Stahllegierungen bietet die Hochleistungselektronik und Lasertechnik, da dort die elektrische Leitfähigkeit sowie Wärmeleitfähigkeit die bestimmenden Faktoren sind, wenn es um effizientes Wärmemanagement geht. Voraussetzung für die Erhöhung der Leitfähigkeit ist ein zusammenhängendes Kupfernetzwerk. Weiters ergeben sich womöglich günstige mechanische Eigenschaften bei Legierungen mit einem geringen Anteil an CuCrZr, währenddessen Legierungen mit hohem Anteil an CuCrZr Vorteile hinsichtlich Leitfähigkeit besitzen sollten. Die Untersuchungen an den Prüfkörpern soll zeigen, ob mit diesem Fertigungsverfahren neue Anwendungsgebiete erschlossen werden können.

2. Stand der Technik

Im Kapitel, „Stand der Technik“ werden alle nötigen Informationen zu dem Thema Additive Fertigung behandelt und erläutert. Dafür wird das benötigte Fachwissen aus den verschiedensten Literaturstellen zusammengetragen, um so einen kurzen Einblick von diesem sehr komplexen Thema zu erhalten.

2.1 Grundlagen

Im deutschen Sprachraum werden die Fertigungsverfahren nach DIN 8580 in sechs Hauptgruppen mit zahlreichen tief gestaffelten Untergruppen eingeteilt (**Abbildung 2.1**).

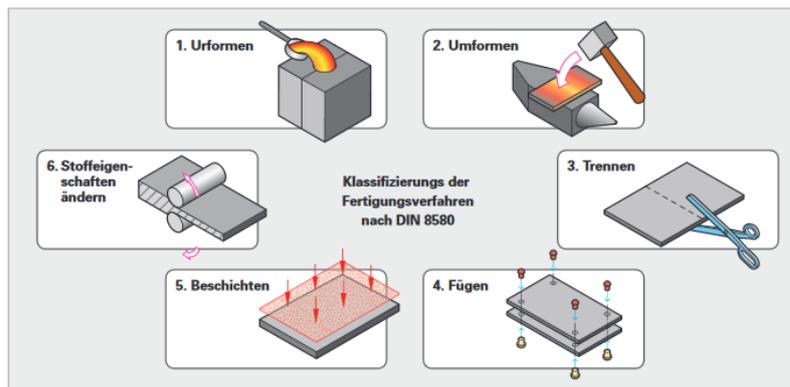


Abbildung 2.1: Einteilung der Fertigungsverfahren DIN 8580 [4]

Im angelsächsischen Raum werden die Fertigungsverfahren nach der ASTM F42 eingeteilt [2,3]. Für die genaue Einteilung der additiven Fertigung ist diese besser geeignet, da sie sich an der Erzeugung der Geometrie orientiert. Dabei werden die Fertigungsverfahren in drei Hauptgruppen eingeteilt [2]:

- Subtraktive Fertigungsverfahren
- Formative Fertigungsverfahren
- Additive Fertigungsverfahren

Subtraktive Verfahren erzeugen die gewünschte Geometrie durch Abtragen eines definierten Bereiches aus Halbzeugen, z.B. durch Drehen oder Fräsen. Bei **formativen Verfahren** wird die gewünschte Geometrie durch Verformen eines Ausgangsvolumens erzeugt. Dabei spielt die Volumenkonstanz eine wesentliche Rolle. Beispiele für dieses Verfahren sind das Schmieden oder das Tiefziehen. Die letzte Gruppe wird als **additives Fertigungsverfahren** bezeichnet. Unter diesem Verfahren versteht man das Schaffen einer gewünschten Geometrie durch Aneinanderfügen von Volumenelementen. Dieses Verfahren wird auch als generatives Fertigungsverfahren bezeichnet [3]. Die Geometrie setzt sich aus mehreren Schichten zusammen und wird auch als Schichtbauverfahren bezeichnet [2].

2.2 Additive Fertigungsverfahren

Ein additives Fertigungsverfahren ist ein automatisierter Prozess zur Herstellung maßstäblicher dreidimensionaler Körper. Er basiert auf dem Schichtbauprinzip und benötigt keine Werkzeuge, wie beispielweise einen Fräser oder Bohrer. Das zu realisierende Bauteil entsteht durch das Zusammensetzen von Volumenelementen, den Voxeln. Ursprünglich wurde dieses Verfahren als Rapid Prototyping bezeichnet, wie es auch heutzutage noch sehr oft bezeichnet wird [5]. Weitere bekannte Bezeichnungen sind: Direkte digitale Fertigung, Rapid Manufacturing (RM), Schichtherstellung, Solid-Freeform-Fertigung, 3D-Drucken oder Schichtbautechnologie [3]. All diese verschiedenen Bezeichnungen meinen das gleiche Verfahrensprinzip und werden oft mit dem Überbegriff Additive Fertigung oder Additive Manufacturing (AM) angeführt. Diese Technologie ermöglicht die Freiformfertigung von geometrisch komplexen Teilen ohne spezielle Befestigungen, wie sie bei Materialabtragprozessen erforderlich sind. AM-Prozesse verkürzen die Vorlaufzeit deutlich, sind kostengünstig für Einzelteile und Kleinserien und können Teile bauen, die im subtraktiven Fertigungsprozess nicht möglich sind [6]. Das Rapid Prototyping wurde in den 1980er Jahren bekannt. Mit diesem Verfahren konnten Computer Aided Design-Daten (CAD) möglichst ohne manuelle Umwege oder teuren Formen, direkt und schnell in Modellen, Mustern, Prototypen, Werkzeugen oder anderen Endprodukten auf der Grundlage von 3D-CAD-Modellen umgesetzt werden (**Abbildung 2.2**) [7]. Aus diesem Grund werden alle bis heute verwandten Verfahren mit dem Begriff "rapid" identifiziert und klassifiziert. Zum damaligen Stand der Technik war dieser Begriff völlig ausreichend, da Bauteile mit geringerem Zeitaufwand gefertigt werden konnten. Aber mit diesem Verfahren konnten nur sehr geringe Stückzahlen realisiert werden. Da die Materialien wenig bis kaum belastbar waren, eigneten sich diese Bauteile in den meisten Fällen nur für Prototypen oder Anschauungsmodelle [2].



Abbildung 2.2: Herstellung additiv gefertigter Bauteile [8]

2.2.1 Prinzip des Schichtbauverfahrens

Der Begriff AM oder 3D-Drucken beinhaltet jeden erdenklichen Prozess der schichtweisen Anordnung von Material zur Herstellung der gewünschten Geometrie. Das gesamte Herstellungsverfahren ist vollautomatisiert und besteht aus schichtweise wiederkehrenden Prozessen, welche in **Abbildung 2.3**, vereinfacht in Form eines Puzzles dargestellt sind. Aus diesem Grund wird diese Technologie als Schichtbautechnologie oder schichtorientierte Technologie bezeichnet [5].



Abbildung 2.3: Schichtbauweise einer Skulptur [5]

Der Prozess beginnt mit einem virtuellen dreidimensionalen CAD-Datensatz, der das Bauteil darstellt (**Abbildung 2.4**). Diese Informationen werden in ein STL- (Stereolithography), STEP- (Standard for Exchange of Product Model), IGES-Datei (Initial Graphics Exchange Specification), oder andere Formate konvertiert. Eine genaue und exakte Darstellung der dreidimensionalen Bauteiloberfläche kann mit dem Triangulationsverfahren erreicht werden. Dieses Verfahren wird beim STL-Format angewandt. Durch eine geeignete Auswahl der Vernetzung können optimale Ergebnisse erzielt werden. Das STL Format ist das am häufigste verwendete Format. Unabhängig wie dieser 3D-Datensatz erzeugt wurde, wird das Bauteil mittels Rechner und geeigneter Software in Scheiben und Schichten zerteilt. Dieser Datensatz besteht aus den Konturdaten, der Schichtdicke und der Schichtnummer [11].

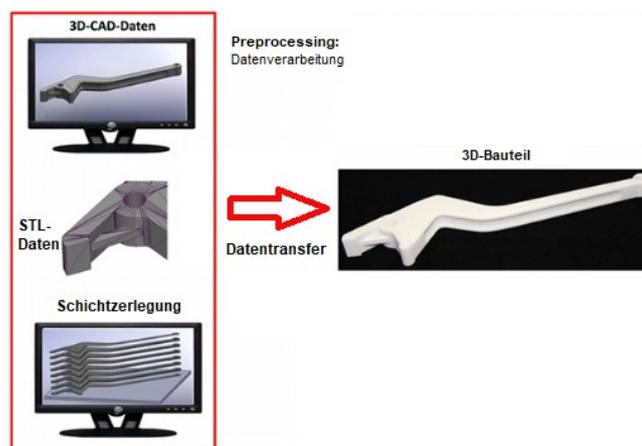


Abbildung 2.4: Prozessfolge von CAD-Datensatz bis hin zum Produkt [10]

Um ein fertiges Bauteil zu erhalten, führt die Maschine grundsätzlich zwei Prozessschritte je Schicht aus. Im ersten Schritt wird jede Schicht gemäß der vorgegebenen Kontur und Schichtstärke hergestellt. Dies kann in unterschiedlicher Weise unter Anwendung verschiedener physikalischer Grundlagen erfolgen [2]. Im zweiten Schritt wird jede Schicht mit der vorhergehenden verbunden und bildet dann die oberste Lage des teilweise erzeugten Bauteils. Schicht um Schicht wächst so das Modell vom Boden bis zur Spitze, bis das Bauteil fertiggestellt ist. Bedingt durch die gleichmäßige Schichtdicke weisen alle mittels Schichttechnologie gefertigten Bauteile einen Treppenstufeneffekt (**Abbildung 2.5**) auf [7]. Diese Treppenstufeneffekte sind ein Charakteristikum der additiven Fertigungsverfahren und können durch Verringerung der Schichtdicke reduziert werden [2].

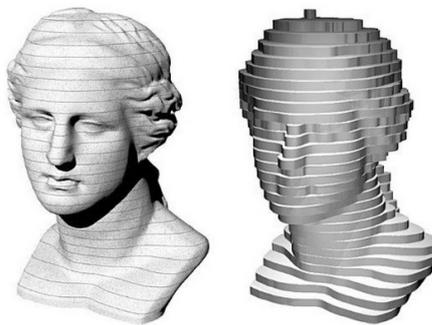


Abbildung 2.5: Stufige Oberfläche als Folge von Schichttechnologien [2]

2.2.2 Einteilung der Verfahren

In den letzten Jahren wurde viel in den Bereich Forschung und Entwicklung zum Thema Rapid Prototyping (RP) investiert [11]. Durch diese Investitionen gelang es neue Verfahren und immer besser werdende Prozessabläufe auf dem Markt zu etablieren. Dieser stetig wachsende Industriezweig benötigt eine klare Einteilung der einzelnen Verfahren. Deshalb erfolgte eine grobe Einteilung durch das bei dem Verfahren verwendete Grundmaterial. Die Unterteilung erfolgt in drei Gruppen:

- Liquid-based RP
- Solid-based RP
- Powder-based RP

Beim **Liquid-based** Verfahren liegt das Grundmaterial im flüssigen Zustand, **Solid-based** Verfahren in fester Form wie z.B. Drähte, Rollen, Folien oder Granulat vor. Bei dem **Powder-based** Verfahren wird Grundmaterial in Pulverform verwendet. Jedes einzelne Verfahren basiert auf einer bzw. wenn möglich auch aus der Kombination dieser drei Grundvarianten [11]. Bei den am häufigsten verwendeten Materialien handelt es sich um photohärtbares Harz, Polyamid (PA), Wachs, Acrylnitril-Butadien-Styrol (ABS), Polycarbonat (PC), Metall, Keramik, Polymerpulver u.v.m. [6]. Die meisten Hersteller haben sich auf einem bestimmten Gebiet der additiven Fertigung spezialisiert, da jedes einzelne Verfahren an sich einen eigenen

Forschungsschwerpunkt darstellt. Im Jahr 2003 teilte R.P. George, Vizepräsident World Tech, die additive Fertigung in 13 Hauptgruppen mit den dazugehörigen etablierten Firmen ein. Dieser Stand bezieht sich auf das Jahr 2003. Die für diese Arbeit relevanten Verfahren bzw. Hersteller lauten [11]:

1. Stereolithography (3D Systems, CMET, Autostrade)
2. Fused Deposition Modeling mit Thermoplasten (Stratasys, Beijing Yinhua)
3. 3D-Drucken von Metallpulver bzw. Kunststoffen (Extrude Hone, 3D Systems, Solidscape, SDI)
4. Selective Laser Sintern/ Schmelzen (3D Systems, EOS)
5. Elektronenstrahlschweißen (Arcam)
6. Rapid Casting Technologies (MCP Group)

2.2.3 Anwendungsebene

Wie in **Abbildung 2.6** zu sehen ist wird die Anwendungsebene der additiven Fertigungsverfahren in zwei Hauptebenen, dem Rapid Prototyping und dem Rapid Manufacturing unterteilt. Zur exakten Einteilung besitzt jede Ebene noch kleinere Unterebenen.

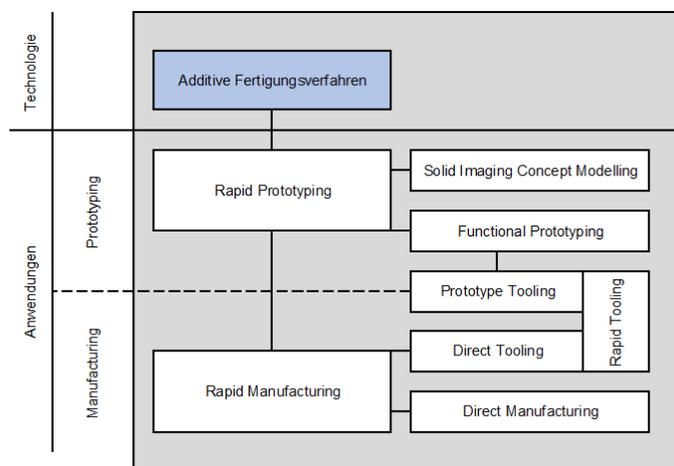


Abbildung 2.6: Anwendungsebene der Additiven Fertigungsverfahren [5]

Rapid Prototyping

In der Anwendungsebene „Rapid Prototyping“ (RP) können zwei Unterebenen festgelegt werden: **Solid Imaging** und **Concept Modeling** einerseits und **Functional Prototyping** andererseits. Solid Imaging oder Concept Modeling dienen zur Überprüfung von Basiskonzepten oder zur Abbildung dreidimensionaler Objekte. In den meisten Fällen sind diese Teile kaum belastbar, dienen ausschließlich als Anschauungsmodell und vermitteln einen räumlichen Eindruck zur Beurteilung der Proportion. Solche maßstäblichen Konzeptmodelle werden oft eingesetzt um komplexe CAD- Zeichnungen zu veranschaulichen

und zu kontrollieren. In **Abbildung 2.7** ist auf der linken Seite ein Anschauungsmodell für einen Verbrennungsmotor und auf der rechten Seite ein Konzeptmodell für ein Cabrio Dach zu sehen [5].



Abbildung 2.7: Anschauungsmodell/ Konzeptmodell [12]

Um eine oder mehrere getrennte Funktionen des zu entwickelnden Produktes zu überprüfen und plastisch darzustellen wird „Functional Prototyping“ angewandt. Dieses Produkt wird nur als Prototyp genutzt, kann jedoch helfen, optimale Produktionsentscheidungen zu treffen. Wie in **Abbildung 2.8** kann das mittels Stereolithographie gefertigte Bauteil genutzt werden, um die Luftverteilung in einem sehr frühen Stadium der Produktentwicklung zu überprüfen. Dabei handelt es sich um ein einstellbares Luftauslassgitter für die Klimaanlage eines PKW [5].

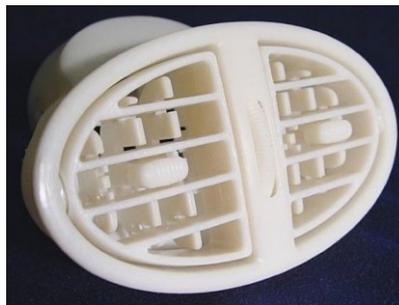


Abbildung 2.8: Funktional Prototyping realisiert durch einstellbares Luftauslassgitter [12]

Rapid Manufacturing

Die Anwendungsebene „Rapid Manufacturing“ umfasst jene Prozesse, die sich mit der Herstellung von Endprodukten beschäftigen und unterteilt sich in zwei Ebenen, zum einen in **Direct Manufacturing** und zum anderen in **Direct Tooling**. Zuerst einmal müssen die Begriffe Endprodukte, Direct Manufacturing und Direct Tooling genauer definiert werden. Als Endprodukte werden jene Bauteile bezeichnet, welche die gesamten Eigenschaften und Funktionen aufweisen, die im Produktentwicklungsprozess festgelegt wurden. Wenn das gefertigte Produkt ein Positiv ist, wird der Prozess Direct Manufacturing bezeichnet. Ist das Bauteil hingegen ein Negativ wie z.B. eine Matrize, eine Form oder eine Lehre, so wird es als Direct Tooling bezeichnet [5].

Direct Manufacturing

Ziel des Direct Manufacturing ist es, die Fertigung von Bauteilen mit Endprodukt-Charakter. In wie weit diese Endprodukte mittels RP-Maschinen gefertigt werden können, hängt von der Komplexität, der geforderten Genauigkeit, Anforderungen an das Material, sowie von den gesamten Kosten und dem daraus resultierenden Verkaufspreis ab [5]. Sonderfertigungen und -anfertigungen, Ersatzteile, Kleinserien und Serienteile sind typische Produkte des Direct Manufacturing [13]. In **Abbildung 2.9** ist ein mittels Direct Manufacturing hergestelltes Bauteil zu sehen. Dabei handelt es sich um ein Scharnier für Flugzeuge, bei dem das Design durch Topologie Optimierungen verändert wurde.



Abbildung 2.9: L-PBS-Verfahren hergestelltes Scharnier [12]

Direct Tooling

Die Herstellung von Werkzeugen ist einer der wichtigsten Anwendungen des RP-Prozesses und sehr viele Unternehmen nutzen diese Vorteile für die Entwicklung und Verbesserung ihrer Herstellungsprozesse. Ziel ist die Erstellung von Werkzeugen und Formen zur Produktion von Prototypen und Vorserienmodellen aus seriennahen Werkstoffen. Aufgrund dieser resultierenden Teilbereiche unterteilt sich das „Rapid Tooling“ in drei Unterebenen, „Direct Tooling“, „Indirect Tooling“ und „Prototype Tooling“ [14]. Als **Prototype Tooling** wird die Herstellung von Matrizen oder Werkzeugen aus Prototypmaterialien bezeichnet, da sie keine hohen Beanspruchungen ertragen müssen [2]. In **Direct Tooling** wird das von der Maschine selbst hergestellte Bauteil als Werkzeug verwendet. Bei **Indirect Tooling** wird das von der Maschine gefertigte Teil als Muster oder Vorlage in einem sekundären Prozess verwendet. Dieses sekundär resultierende Teil wird dann wiederum als Werkzeug in einem anderen Prozess verwendet [14]. In **Abbildung 2.10** ist ein Beispiel für ein mittels Direct Tooling hergestelltes Werkzeug zur Fertigung von handelsüblichen Golfbällen zu sehen.



Abbildung 2.10: Direct Tooling hergestelltes Werkzeug zur Herstellung von Golfbällen [12]

2.2.4 Additive Fertigung von Metallen

Abbildung 2.11 zeigt die Gliederung der additiven Fertigung von Metallen. Man unterscheidet zwischen indirekten Prozessen, wie dem selektiven Lasersintern (SLS), Fused Deposition Modeling (FDM), Stereolithographie (SLA) usw. und den direkten Prozessen, wie dem Laserstrahl-Pulverbettschmelzen (L-PBS), Elektronenstrahlschmelzen (EBM) oder Laser Metal Deposition (LMD) [15].

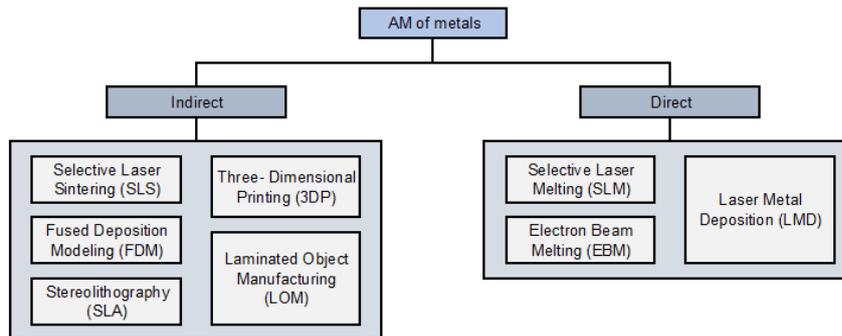


Abbildung 2.11: Klassifizierung generative Fertigung von metallischen Bauteilen [15]

Metallprodukte können unter Verwendung von AM-Prozessen entweder auf "indirekte" Weise hergestellt werden, wobei ein Bindemittel verwendet wird, um Metallpartikel zu verbinden. Eine Nachbearbeitung ist nach dem AM-Prozess notwendig. Die zweite Variante besteht darin, die erforderlichen Metallpartikel durch den AM-Prozess vollständig aufzuschmelzen. Dieses Verfahren wird als "direkt" bezeichnet [15]. Bei der für diese Arbeit zur Verfügung stehenden Maschine handelt es sich um eine Laserstrahlschmelzanlage. Deshalb wird im nächsten Unterpunkt ausschließlich die Laserstrahlanlage detailliert erklärt und beschrieben.

2.3 Laserstrahl-Pulverbettschmelzen

Das Metall-Laserstrahlschmelzen, oder auch Laser-Powder Bed Fusion (L-PBF) hat sich durch die vielseitigen Anwendungsmöglichkeiten dieser gefertigten Bauteile erfolgreich auf dem kommerziellen Markt etabliert. Mit immer besser werdenden Standards und verbesserten Technologien drängt dieses Gebiet auf den Markt [17]. Laserstrahlschmelzen ist das Verarbeiten von Metallpulver, wie z.B. Edelstahl, Nickelbasislegierungen, Titan- und Kupferlegierungen, weshalb es sich diese Verfahrenstechnik auf die Verarbeitung von schmelzbaren Materialien beschränkt. Man spricht auch oft von Metall-Lasersintern oder vom Strahlschmelzen (VDI Richtlinie 3404). Beim Laserstrahlschmelzen wird der pulverförmige Grundwerkstoff auf eine Grundplatte aufgetragen und mittels Laser anhand der Schichtinformationen aus CAD-Daten verschmolzen [18]. Durch die Absorption der Laserstrahlung wird der pulverförmige Werkstoff lokal vollständig aufgeschmolzen und erstarrt anschließend zu einem dichten Bauteil. In **Abbildung 2.12** ist das Verfahrensprinzip von

Laserstrahlschmelzanlagen dargestellt. Dieses Verfahren beruht auf dem Mechanismus des Umschmelzprozesses. Die Verdichtung wird ausschließlich durch das Fließ- und Benetzungsverhalten des aufgeschmolzenen Werkstoffes bestimmt [19].

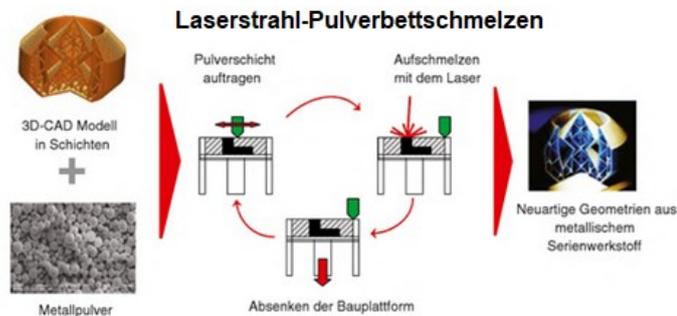


Abbildung 2.12: Verfahrensprinzip L-PBS oder Laserstrahlschmelzen [20]

Durch diesen Umschmelzprozess und der anschließenden Erstarrung entstehen Schweißbahnen, die auf der Bauteiloberfläche gut zu erkennen sind. Diese Schweißbahnen werden auch als Scan- oder Belichtungsmuster bezeichnet [21]. Durch das Aneinanderlegen solcher Schweißbahnen entstehen zusammenhängende Flächen von festem Material. Nachdem die komplette Fläche umgeschmolzen wurde, wird die Grundplatte um einen vorgegebenen Betrag einer Schichtdicke abgesenkt und neues Pulver wird mittels einer Beschichtereinheit aufgebracht [19]. Nach dem Beschichten startet der Belichtungsprozess von neuem. Dabei wird der neu aufgeschmolzene Werkstoff schmelzmetallurgisch an die vorhin aufgeschmolzene Schicht angebonden. Durch dieses Überlagern der Schichten können Körper mit nahezu beliebiger Kontur erzeugt werden [20].

Vor- und Nachteile von Laserstrahlschmelzanlagen

Vorteile:

Mit diesem Verfahren lassen sich metallische Bauteile herstellen, die nahezu 100% dicht sind und auch gute mechanische Eigenschaften haben. Das überschüssige Pulver kann wiederverwendet werden [18]. Des Weiteren besteht der Vorteil in der Fertigung von komplexen Innenstrukturen, wodurch sich Vorteile bei der Bauteilentwicklung von Leichtbaustrukturen oder innenliegenden Kühlkanälen ergeben [16].

Nachteile:

Aufgrund der Korngröße des Pulvers ist die Oberfläche rau. Die Handhabung des Pulvers und der Maschine benötigt gut geschultes Personal. Dadurch sind zusätzliche Sicherheitsvorkehrungen zu treffen. Es ist zu beachten, dass jede Grundplatte nach dem Schmelzprozess mechanisch bearbeitet werden muss [18]. Zu den weiteren Herausforderungen gehören die begrenzten Materialien, die Teilegenauigkeit, schlechte Reproduzierbarkeit, Konsistenz der hergestellten Teile und fehlende Standards für die Prozesse [22].

2.3.1 Aufbau Metall-Laserstrahlschmelzen

Abbildung 2.13 zeigt den schematischen Aufbau einer Laserstrahlschmelzanlage. Häufige Laserquellen sind Ytterbium Fasenlaser mit einer Wellenlänge von ca. 1 μm . Da die Möglichkeit besteht die Anlagen modular aufzubauen, können Prozesse wie Laserabtragen oder Laserstrukturieren integriert werden [23]. Die Verfahrensbewegung des Lasers wird häufig mittels galvanometrische Ablenkspiegel realisiert [21]. Um die Optik zu schützen, werden für die Bearbeitung metallischer Oberflächen sehr oft optische Isolatoren eingesetzt um die Faser und Strahlquelle vor Rückreflexen von der Wechselwirkungsstelle zu schützen [24]. Um Oxidation zu vermeiden, findet der gesamte Prozess unter Schutzatmosphäre oder in einer evakuierten Prozesskammer statt. Dabei wird während des Aufbauprozesses z.B. Argon oder Stickstoff geregelt in den Kreislauf über Filterelemente in die Prozesskammer zugeführt [21]. Es hat sich gezeigt, dass ein Aufheizen der Grundplatte auf etwa 200 $^{\circ}\text{C}$ eine verbesserte Fließfähigkeit des Pulvers bewirkt und zusätzlich die Restfeuchtigkeit des Pulvers herabsetzt [24]. Des Weiteren kann die Erwärmung der Bauplatte die Rissbildung im Bauteil durch Reduzieren des Temperaturgradienten vermindern [23].

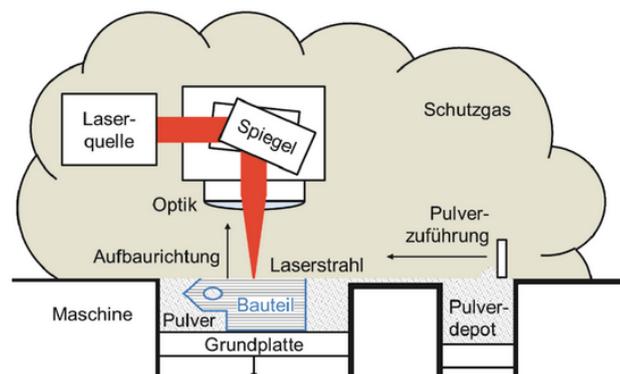


Abbildung 2.13: Schematische Darstellung [24]

Über eine mechanische Präzisionswelle, die über Schrittmotoren angetrieben wird, erfolgt die Absenkung der Grundplatte [24]. Die typische Schichtdicke beträgt 50 μm , ist aber prinzipiell zwischen 20 μm und 200 μm variabel einstellbar [23]. Der zu Verfügung stehende Bauraum ist je nach Hersteller unterschiedlich und aus den Datenblättern zu entnehmen. Die Anlage verfügt über zwei Pulverdepots. Das eine Depot, ist für das für den Prozess zur Verfügung gestellte Pulver zuständig und das andere Depot nimmt das überschüssige Pulver auf. Ein Beschichter befördert das Pulver über die Grundplatte, welcher somit für den schichtweisen Pulverauftrag verantwortlich ist.

2.3.2 Physikalisches Modell Laserstrahl-Pulverbettsschmelzen

Der Laserschmelzprozess kann als Überlagerung und Wechselwirkung zwischen den Teilprozessen interpretiert werden (**Abbildung 2.14**). Sein physikalisches Verhalten umfasst

Absorption, Reflexion und Strahlung. Des Weiteren finden Phasenumwandlung sowie Fluidströmungen statt, die durch Oberflächenspannungsgradienten und Massentransport im Schmelzbad verursacht werden. In der Literatur wird dies als Marangoni-Effekt [25] bezeichnet. Der Abtastvorgang des Lasers bewirkt, dass die Grenzfläche zwischen fester und flüssiger Phase ständig in Bewegung ist [11].

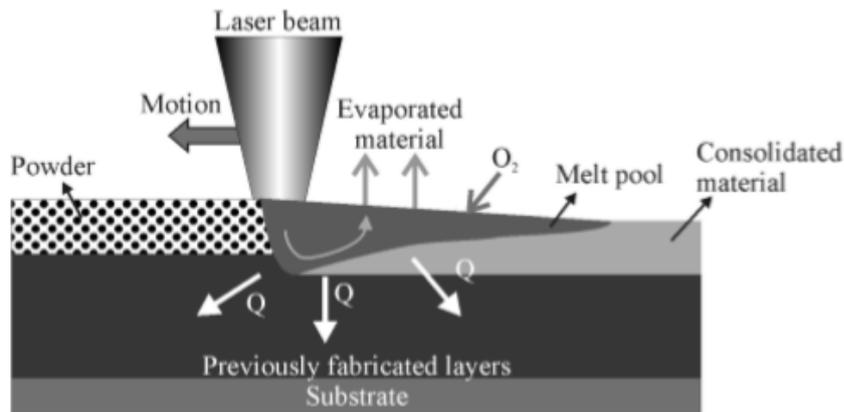


Abbildung 2.14: Wechselwirkungen beim Laserstrahl-Pulverbettsschmelzen [26]

Die Laser-Pulverbett-Wechselwirkung kann in drei Stufen unterteilt werden: Erhitzen, Schmelzen mit Schrumpfung und Wiederverfestigung. Während des Erhitzens muss das Pulverbett eine signifikante Menge an Wärme absorbieren, um das Pulver auf Schmelztemperatur zu bringen. Nachdem die Oberfläche des Pulverbetts die Schmelztemperatur erreicht hat, beginnt die Schmelzstufe und es entsteht ein flüssiges Schmelzbad. Aufgrund der Porosität des Pulverbetts weist das Flüssigkeitsbecken eine gewisse Menge an interstitiellen Gasen auf, die aus der Flüssigkeit austreiben. Die Konsolidierung des Pulverbettes ist immer mit einer signifikanten Dichteänderung verbunden. Wenn es zu einer sehr schnellen Abkühlung kommt, können die interstitiellen Gase in der flüssigen Phase eingeschlossen bleiben und nach der Erstarrung Poren bilden. Der Wärmestrom beginnt sich zu verringern und dies führt zu einer Abkühlung des Schmelzbades und schließlich zur Wiederverfestigung einer festen Schicht. Nach dem vollständigen Erstarren ist der Prozess beendet und der erstarrte Teil beginnt sich auf Umgebungstemperatur abzukühlen [27]. Entsprechend **Gleichung 2.1** wird der für das Schmelzen erforderliche Energiebedarf aus grundsätzlichen Anteilen, Laserenergie und Wärmeenergie des Pulverbettes gebildet. Wie bereits erwähnt sind bei diesem Prozess eine Reihe von Verlusten wie z.B. Reflexion zu berücksichtigen, die unter der Größe V_i zusammengefasst werden [24].

$$E_G = E_{Las} + E_P - V_i \quad (2.1)$$

E_G ...Gesamtenergiebedarf E_P ...Wärmeenergie Pulverbett E_{Las} ...Laserenergie V_i ...Summe der Verluste

2.3.3 Prozessparameter beim Laser-Powder Bed Fusion

Auf den additiven Fertigungsprozess und die dadurch resultierende Qualität des Bauteiles spielen verschiedene Parameter eine wichtige Rolle. Eine kurze Übersicht der wichtigsten Prozessparameter liefert die **Abbildung 2.15**.

L-PBS-Prozessparameter				
Laser	Belichtung	Pulver	Temperatur	weitere
Laserleistung	Scan- geschwindigkeit	Partikelgröße	Pulvertemperatur	Schutzgas- atmosphäre
Laserstrahl- durchmesser	Spurabstand	Pulverbettichte	Pulverzuführ- temperatur	Oxidationsprodukte
Pulsdauer	Belichtungs- strategie	Schichtdicke	Temperatur- schwankungen	Blaseffekt
Pulsfrequenz		Material- eigenschaften		Pulverkreislauf
				Verunreinigung
				Verzug

Abbildung 2.15: Prozessparameter beim Metall- Laserstrahlschmelzen [16]

Den Einfluss der genannten Parameter auf die Werkstoffeigenschaft wird in der Fachwelt intensiv diskutiert. Neben mikrostrukturellen Analysen werden insbesondere die maximale erreichbare relative Dichte, sowie Festigkeitskennwerte untersucht. Dabei gilt es zu beachten, dass mögliche Wechselwirkungen und Korrelationen der Einzelparameter nur schwer einzuschätzen und zu überblicken sind. Der L-PBF-Prozess besitzt eine Vielzahl an Parametern, wodurch es schwierig ist Wechselwirkungen vorherzusagen. Die eindeutige Zuordnung von auftretenden Unregelmäßigkeiten, auf den wirklich verursachenden Parameter ist eine arbeits- und zeitintensive Aufgabe. Dieses komplexe Thema wird auch in Zukunft noch viel Zeit und Forschungsaufwand in Anspruch nehmen [16].

2.4 Prozessparameter und resultierende Fehler

Dieses Kapitel wird die verschiedenen Prozessparameter, die beim L-PBS auftreten, genau erörtern. In Kapitel 2.3.3 wurde kurz auf dieses Thema eingegangen und soll einen kurzen Einblick gewähren. In den nächsten Unterpunkten werden die in **Abbildung 2.15** ersichtlichen Prozessgrößen beschrieben. Alle bisherigen Untersuchungen haben gezeigt, dass das Laserstrahlschmelzen ein komplexer Prozess ist und mehr als 130 Parameter auf den Laserstrahlschmelzprozess einwirken [11]. Die Bauteilqualität hängt stark von der geeigneten Auswahl und den Einstellungen dieser Parameter ab. Durch diese Vielzahl an Parametern und der Komplexität der Zusammenhänge benötigt der Betreiber solcher Anlagen viel Erfahrung und exaktes Wissen in dieser Thematik. Prinzipiell kann man die verschiedenen Parameter in zwei übergeordnete Gruppen unterteilen, den Prozessparametern, wie z.B. der Laser oder die

Belichtung und den Materialkennwerten. In den Bereich Materialkennwerte fallen jene Begriffe wie Partikelgröße, Partikelform, Partikelgrößenverteilung und noch viele mehr [24].

2.4.1 Pulverparameter

Die Materialeigenschaften, wie chemische Zusammensetzung, das verwendete Verfahren zur Herstellung des Pulvers, Mikrostruktur, Pulvermorphologie, Fließfähigkeit und Pulverwiederbeschichtungsverhalten, sind von besonderer Bedeutung. Klocke et al. [28] hat folgende direkte materialbasierte Eingabeparameter (siehe **Tabelle 2.1**) definiert:

Tabelle 2.1: Direkte materialabhängige Eingabeparameter [28]

Optische Eigenschaften	Reflexion/ Absorption Optische Durchdringung
Pulvermorphologie	Partikelgröße Partikelgrößenverteilung Partikelform Partikelrauheit
Thermische Eigenschaften	Wärmeleitfähigkeit Schmelztemperatur Wärmeausdehnung
Chemische Eigenschaften	Reaktionsenthalpie
Metallurgische Eigenschaften	Legierungszusammensetzung Diffusionskoeffizient Flüssig-Fest Bereich
Rheologische Eigenschaften	Viskosität Oberflächenspannung
Mechanische Eigenschaften	Elastizitätsmodul Zugfestigkeit Fließgrenze

Partikelgröße

Der Teilchendurchmesser beeinflusst den Prozess des selektiven Laserstahlschmelzens. Da die Pulveroberfläche pro Volumeneinheit indirekt proportional zum Pulverteilchendurchmesser ist, sintern kleinere Teilchen schneller als große Teilchen [11]. Wie in **Abbildung 2.16** ersichtlich, beeinflusst die Variabilität der Partikelgröße die Bauteildichte, die mechanischen Eigenschaften und die Bauteilmaße [29].

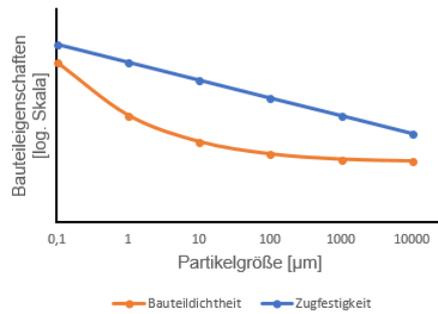


Abbildung 2.16: Einflussgröße Partikelgröße auf Bauteildichtheit und Festigkeit [29]

Die Verteilung der Teilchengröße beeinflusst die Viskosität der Mischung, die Fließrate des Pulvers und die Pulverablagerungen. Folglich kann eine Entmischung in der Pulvergröße zu einem ungleichen Schrumpfverhalten führen. Die kleinsten Partikel können kleine Hohlräume zwischen großen Partikeln füllen und somit die Packungsdichte erhöhen. Zu kleine Partikeldurchmesser haben jedoch auch negative Eigenschaften. In Bezug auf gesundheitliche Aspekte können Nanopartikel direkt durch die Haut eindringen und beim Einatmen sehr tief in die Lunge eindringen. Die Fließfähigkeit von Nanopulver ist ebenfalls geringer. Letztendlich gilt, je kleiner die Partikel sind, desto größer ist ihr Verhältnis von Oberfläche zu Volumen [11]. Simchi et. al. [30] untersuchte die Rolle der Partikelgröße und verwendete dafür Pulverpartikel mit einem mittleren Durchmesser von 13 µm und einem Durchmesser von 29 µm. Wenn der Laser das Pulverbett durchfährt, wird die Laserenergie direkt von den Pulverpartikeln absorbiert. Feinere Teilchen liefern eine feinere Oberfläche, absorbieren mehr Laserenergie und erhöhen dadurch die Partikeltemperatur. Im Fall von Eisenpulver argumentierte Simchi, dass feines Pulver zum Agglomerieren neigt, wodurch sich das Reflexionsverhalten erhöht und die Menge an Energieabsorptions- und Verdichtungskinetik verringert wird.

Fließfähigkeit

Die Fließfähigkeit spielt beim Schichtauftrag des granulatformigen Materials eine entscheidende Rolle und wird direkt von der Größe der Partikel beeinflusst. Während feinere Partikel kohäsives Verhalten zeigen, tendieren größere Partikel eher zum freien Fließen wie **Abbildung 2.17** aufzeigt [31].

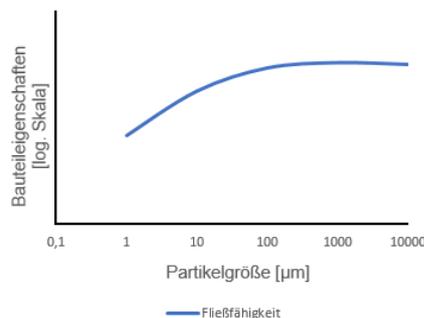


Abbildung 2.17: Einfluss der Partikelgröße auf Fließfähigkeit [29]

Die Fließfähigkeit wird von vielen verschiedenen Parametern beeinflusst: Schüttdichte, scheinbare Dichte, Reibung, spezifische Oberfläche, Feuchtigkeit, Van der Waals-Kräfte, Magnetismus, Partikelgrößenverteilung und Form [32]. Die Fließfähigkeit ist keine inhärente Materialeigenschaft, sondern das Ergebnis aus der Kombination von physikalischen Materialeigenschaften. Des Weiteren spielt die Ausrüstung, Handhabung und Lagerung des Pulvers eine wesentliche Rolle. Die Fließfähigkeit ist per Definition, die Fähigkeit des Pulvers, in einer bestimmten Art der Ausrüstung in einer gewünschten Weise zu fließen. Diese Fließeigenschaft bezieht sich auf das Verhalten des Schüttgutes und ergibt sich aus den kollektiven Kräften, die auf einzelne Partikel wirken [33].

Scheinbare Dichte

Die scheinbare Dichte von Metallpulver oder das Gewicht einer Volumeneinheit von losem Pulver ist einer der grundlegenden Eigenschaften eines Pulvers. Diese Eigenschaft ist das tatsächliche Volumen, das von einer Masse von losem Pulver eingenommen wird. Das übliche Verfahren zur Bestimmung der Dichte eines Pulvers ist die Hall-Durchflussmessung (ASTM B212; ASTM B417). Die scheinbare Dichte hängt von der Morphologie des Metallpulvers ab. Dazu gehören die wahren Dichte des Metalls, die Partikelgrößenverteilung, die Teilchenform, die Oberfläche bzw. die Rauigkeit der einzelnen Teilchen, die Teilchenanordnung und die Porosität der Teilchen [34].

Partikelverteilung und Partikelform

Die Pulvergrößenverteilung ist nützlich, um die Verarbeitungsparameter in vielen pulverbezogenen Herstellungstechniken zu optimieren. Zur Charakterisierung der Partikelgröße wird die genaue Messung der Maschen eines Siebes für die Berechnung der maximalen Partikelgröße herangezogen [35]. Die Partikelgrößenverteilung des Beispulvers AISi10Mg kann aus **Abbildung 2.18** entnommen werden. Dazu wurde eine kleine Menge des Ausgangsmaterials per Laserbeugungs- Partikelgrößenanalyse untersucht. Bei dieser Untersuchung wurden die Partikel als Kugelform angenommen. Der mittlere Durchmesser des Ausgangsmaterials beträgt 19,8 μm [16].

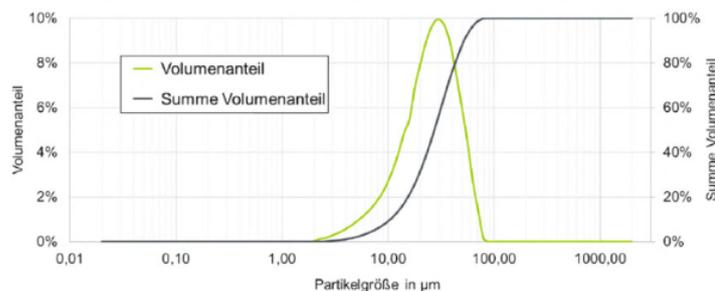


Abbildung 2.18: Partikelgrößenverteilung des Beispulvers AISi10Mg [16]

Für die Charakterisierung der Partikelform werden verschiedene Formfaktoren (**Gleichung 2.2**) berechnet, die in **Tabelle 2.2** zu sehen sind [35].

SF...Formfaktor

A...Fläche

P...Umfang

Tabelle 2.2: Formfaktoren von Pulverpartikeln [24]

Form					
SF %	100	94,8	90,7	78,6	60,5

$$SF = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (2.2)$$

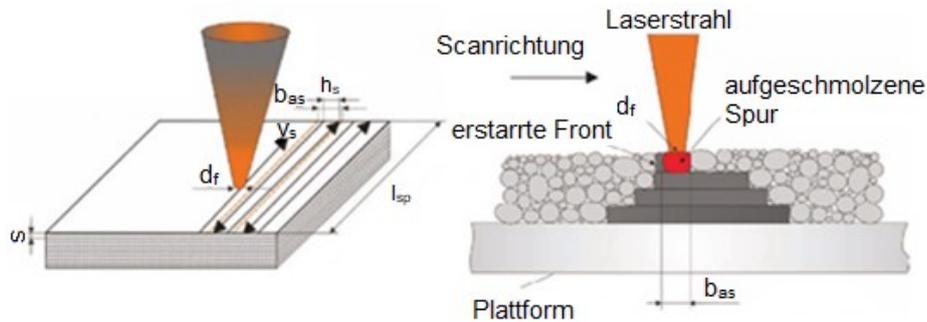
Die Pulvermorphologie bezieht sich auf die Form der einzelnen Pulverteilchen. Die maximal mögliche Stapeldichte ist eine Funktion der Morphologie. Ein Pulver mit kugelförmigen Partikel hat eine höhere zufällige Packungsdichte, welche für das Laserstrahlschmelzen günstig ist. Die Partikelform beeinflusst auch die Fließfähigkeit des Pulvers und ist wichtig für die Abscheidung einer Schicht. Pulver aus regelmäßig geformten Teilchen fließt besser als aus unregelmäßig geformten Teilchen. Je mehr die Partikel in einem Pulver Kugeln ähneln, desto besser fließt das Pulver. Grobe Partikel haben im Allgemeinen eine bessere Fließeigenschaft als feines und Pulver mit enger Partikelgrößenverteilung fließt besser als Pulver mit breiter [11,32,81].

Schichtdicke

Die Schichtdicke (s) ist einer der bestimmenden Faktoren dieses Prozesses. Die geeignete Wahl der Schichtdicke sollte auf einer gründlichen Betrachtung der Partikelgröße und des Schrumpfungsumfanges während der Synthese basieren. Die Dicke einer abgeschiedenen Schicht bestimmt, wie viel Pulver durch einen einzigen Laserscan geschmolzen wird. Eine geringe Schichtdicke ermöglicht eine hohe Genauigkeit, Detailauflösung und Oberflächenqualität, begünstigt jedoch nicht Produktivität. Das Umschmelzen des Untergrundes sollte optimal sein um die Geometrie der Unterschichten zu bewahren und um für eine gute Haftung zu sorgen [11]. Daraus folgt, dass bei der Wahl der Schichtdicke ein Kompromiss zwischen Dichte, Oberflächenqualität bzw. Detailauflösung und Aufbaurrate gefunden werden muss [20]. Dickere Bereiche, die nicht ausreichend an das Grundmaterial befestigt sind, können durch die Beschichtereinheit getrennt werden und andere Teile beschädigen. Ein glatter Untergrund ist für die erste Schicht ungünstig, da sich dort das gerade aufgeschmolzene Grundmaterial frei bewegen kann und weniger gut anhaftet. Für die Verbindung der überlagernden Schichten eignet sich eine unregelmäßige und raue Oberfläche besser [32].

2.4.2 Prozessparameter Laserstrahl

Abbildung 2.19 zeigt schematisch die Prozesszone des L-PBF mit signifikanten Prozesseinflussgrößen. Die dargestellten Einflussgrößen wirken im Prozess sehr komplex und erfordern je nach Ausgangsmaterial eine gezielte Optimierung. [24]



s ...Schichtdicke v_s ...Scangeschwindigkeit b_{as} ...Spurbreite E_L ...Strecken- bzw. Linienenergie
 d_f ...Fokusbereich h_s ...Spurbestand $V_{Prozess}$...Volumenrate l_{sp} ...Spurlänge

Abbildung 2.19: Prinzip Lasersintern/ Schmelzen mit Prozessgrößen [24]

Die Betrachtung folgender Prozessparameter ist entscheidend:

- Energiedichte bzw. Linienenergie,
- Wechselwirkungszeit,
- Abkühlzeit.

Dem Laserstrahl, der sich über das Pulverbett bewegt, wird eine prozess- bzw. materialspezifische Scangeschwindigkeit (v_s) zugewiesen. In Abhängigkeit von dem gewählten Fokusbereich (d_f) und der Streckenenergie (E_L) entsteht eine gesinterte bzw. geschmolzene Bahn der Spurbreite (b_{as}) und Schichtdicke (s) [23]. Untersuchungen haben gezeigt, dass die Erhöhung der Volumenrate ($V_{Prozess}$) durch eine Erhöhung der Laserleistung in Verbindung mit einem gaußförmigen Intensitätsprofil limitiert ist [20]. Eine vereinfachte Darstellung des gaußförmigen Intensitätsprofils (**Abbildung 2.20**) mit konstanter Scangeschwindigkeit über die Werkstückoberfläche lieferten Cline und Anthony [36]. Dabei wurde die Konvektion im Schmelzbad nicht berücksichtigt. Es wurde gezeigt, dass die resultierende Temperaturverteilung, die Abkühlgeschwindigkeitsverteilung und die Schmelztiefe mit der Größe, Geschwindigkeit und Leistung des Laserpunktes in Beziehung steht. Das Modell nimmt 100% Absorption und eine exponentielle Abnahme der Temperatur in vertikaler Richtung an.

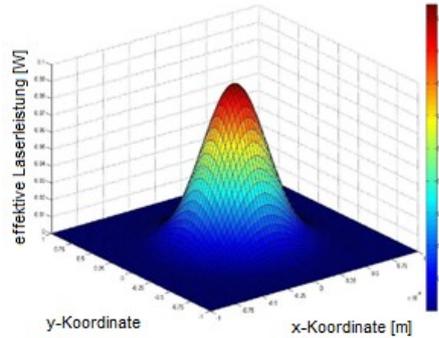


Abbildung 2.20: Gauß- förmiges Intensitätsprofil für den Laser-Schweißprozess [37]

Zum einen ist die Intensität im Zentrum einer solchen Leistungsdichteverteilung im Vergleich zur mittleren Intensität um den Faktor 2 überhöht. Dies führt einerseits dazu, dass mehr Pulverkörner die Verdampfungstemperatur überschreiten und es andererseits zur verstärkten Spritzerbildung und Prozessinstabilitäten kommt. Die maximale Flankensteilheit eines Gauß-förmigen Intensitätsprofils ist beschränkt, sodass es im Randbereich zu einem nicht vollständigen Aufschmelzen des Pulvers kommen kann. Dies wiederum vermindert den möglichen Abstand der einzelnen Scanvektoren. Somit ist die Intensitätsverteilung ein wesentlicher Faktor für die Strahlqualität [20]. Die Laserleistung (P_L) und die Intensität im Strahlmittelpunkt (I_0) hängen wie folgt zusammen [2]:

$$I_0 = \frac{2 \cdot P_L}{\pi \cdot \omega_0^2} \quad (2.3)$$

P_L ...Laserleistung

ω_0 ...Strahlradius auf Oberfläche

I_0 ...Intensität im Strahlmittelpunkt

Bauteildichtheit

Untersuchungen des Werkstoffes AISi10Mg haben ergeben, dass die Bauteildichtheit sehr stark von den Prozessparametern Scangeschwindigkeit (v_s) und Laserleistung (P_L) abhängt. Die Abhängigkeit der Bauteildichtheit zu diesen Prozessparametern ist in **Abbildung 2.21** instruktiv dargestellt. [24]

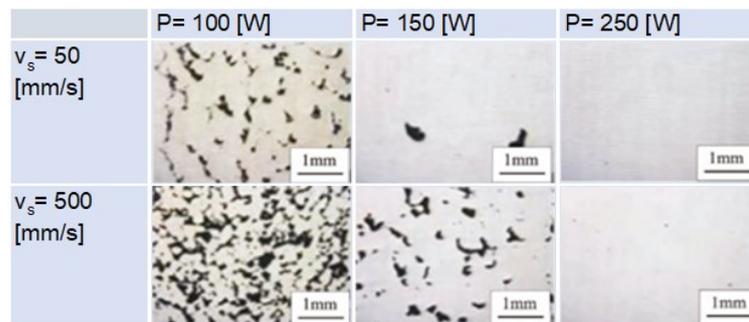


Abbildung 2.21: Bauteildichtheit als Funktion von Laserleistung und Scangeschwindigkeit [24]

Die Erhöhung der Scangeschwindigkeit erfordert gleichzeitig eine Anpassung der Laserstrahlleistung, um hohe Bauteildichten und eine homogene Gefügeausbildung erreichen zu können [24]. Die Einführung der Größen Volumenrate V_{Prozess} (**Gleichung 2.4**) und Energiedichte E_V (**Gleichung 2.5**) vereinheitlichen die Parameter Laserleistung (P_L), Scangeschwindigkeit (v_s), Spurabstand (h) und die Schichtdicke (s) zu zur einfacheren Vergleichbarkeit [16]. Weitere häufig verwendete Größen sind die Linienenergie (E_L) (**Gleichung 2.6**) und die Flächenenergie (E_F) (**Gleichung 2.7**) [38]:

$$V_{\text{Prozess}} = s * v_s * h_s \quad (2.4)$$

$$E_V = \frac{P_L}{V_{\text{Prozess}}} \quad (2.5)$$

$$E_L = \frac{P_L}{v_s} \quad (2.6)$$

$$E_F = \frac{P_L}{v_s * h_s} \quad (2.7)$$

Laut Definition ist die Volumenrate (V_{Prozess}) ein Maß für die Menge an aufgeschmolzenen Pulver pro Zeit. Einen Vergleichswert bezüglich der eingebrachten Energie je Volumen kann mit der Energiedichte (E_V) erzielt werden. Die Energiedichte berücksichtigt wie in **Gleichung 2.5** ersichtlich die eingebrachte Laserleistung (P_L). Beide stehen im direkten Zusammenhang, so hat eine Erhöhung der Volumenrate eine Verringerung der Energiedichte zur Folge [16].

Prozessfenster

Durch das zeilenweise Abtasten des Laserstrahles schmilzt das Material entlang von Reihen, wodurch geschmolzene Bereiche mit einer zylindrischen Form gebildet werden. Wenn die Oberflächenenergie minimiert wird, können diese zylindrischen Bereiche in eine Reihe von Kugeln aufbrechen, das zur Bildung von Agglomeraten führt. Diese Fragmentierung der umgeschmolzenen Spuren ist ein bekannter Nachteil von selektiven Laserstrahlschmelzen und wird als „Balling“ bezeichnet [11]. In **Abbildung 2.22** ist das Prozessfenster beim Mikrolaserstrahlschmelzen für den Werkstoff Edelstahl 316L zu sehen [38]. Die Prozessparameter Scangeschwindigkeit (v_s) und Laserleistung (P_L) sind aus dem Diagramm zu entnehmen.

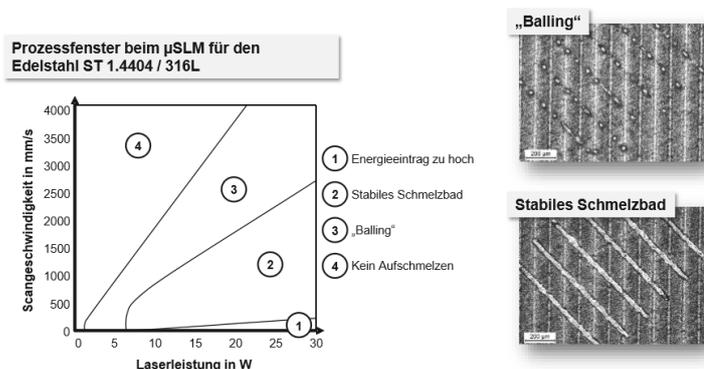


Abbildung 2.22: Prozessfenster beim L-PBF [38]

In **Abbildung 2.22** sind die Bereiche „Kein Aufschmelzen“, „Balling-Effekt“, „stabiles Schmelzbad“ und „Zu hoher Energieeintrag“ dargestellt. Zusätzliche Einflüsse werden durch die Autoren nicht genannt. Jeder L-PBF-Prozess besitzt ein optimales Prozessfenster wodurch im Schmelzprozess stabil verlaufende Schweißbahnen mit ideal ausgewählter Scangeschwindigkeit (v_s) und Laserleistung (P_L) erzeugt werden. Beim Unterschreiten einer bestimmten Grenzsangeschwindigkeiten ist der Energieeintrag zu hoch und der Prozess läuft instabil. Beim Überschreiten einer Grenzsangeschwindigkeit treten Schweißperlen auf [38].

Balling-Effekt

Der „Balling-Effekt“ erscheint sowohl an der unteren als auch an der oberen Grenze des Scangeschwindigkeitsintervalls. Im Bereich hoher Geschwindigkeiten entsteht bei hohen Längen- zu Breitenverhältnissen eine kapillare Instabilität des Schmelzbades, was in weiterer Folge zum Zerschneiden der Bahn führt [39]. Durch Beobachtungen von Song et. al. [40], entstanden Aufnahmen mittels Hochgeschwindigkeitskamera während des Lasersinterprozesses. Auf Basis dieser Aufnahmen, konnte die in **Abbildung 2.23** schematische Darstellung rekonstruiert werden. In **Abbildung 2.23 a** trifft der Laserstrahl auf das Pulverbett und im Brennpunkt beginnen die Pulverteilchen an der Oberfläche zu schmelzen. Die flüssige Phase auf den Oberflächen übt eine Anziehungskraft aus, infolgedessen verringert sich der Abstand zwischen den Pulverteilchen zueinander [41].

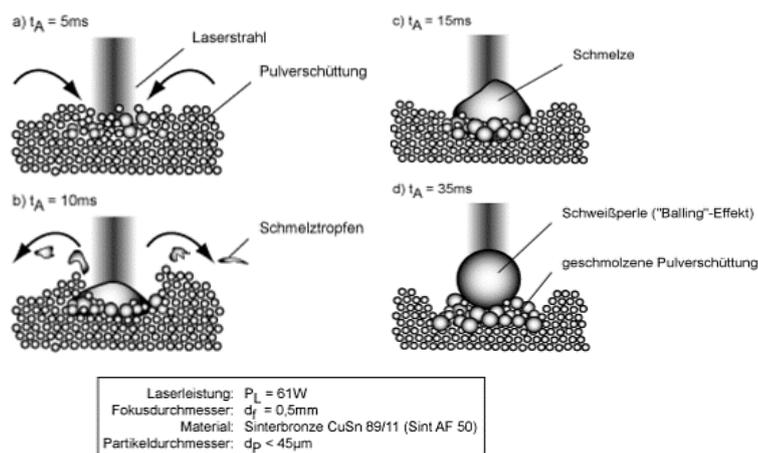


Abbildung 2.23: Beobachtungen während des Lasersinterprozesses mit einer Hochgeschwindigkeitskamera [40]

Durch den fortwährenden Laserenergieeintrag (siehe steigende Einkoppelzeit t_A) werden die Pulverpartikel weiter aufgeschmolzen. Die entstehenden Schmelztropfen können schlagartig an die Umgebung abgegeben werden. In den **Abbildungen 2.23 c** und **d** beginnen die vollständig geschmolzenen Pulverteilchen das Bilden einer Schweißperle, dem „Balling-Effekt“. Dieser Balling-Effekt wird durch die Oberflächenspannung der geschmolzenen

Pulverteilchen verursacht [40]. Dieser Effekt ist von der dynamischen Viskosität abhängig. Bei höherer Viskosität benötigt es länger bis sich eine Schweißperle bildet. In **Abbildung 2.23 d** ist ein Spalt zwischen der Schweißperle in der Mitte und dem umgebenden geschmolzenen Pulverteilchen zu sehen [41].

Erstarrungsmorphologie

Die Erstarrung metallischer Schmelzen lässt sich in die Schritte Nukleation und Wachstum von Keimen bzw. Kristalliten unterteilen.

Die Erstarrungsmorphologie von Legierungen ist maßgeblich vom thermischen Gradienten (G) und der Geschwindigkeit der Erstarrungsfront (v) beeinflusst. Für additive Fertigungsprozesse ist eine Wärmeabfuhr über den Festkörper, das Substrat bzw. die bereits aufgebauten Schichten zu beobachten. Je nach Größe der Unterkühlung lassen sich nukleationskontrollierte Bereiche mit globulitischer Morphologie oder wachstumskontrollierte Bereiche mit planarer, gerichtet zellular oder gerichtet dendritischer Morphologie zu unterscheiden [42] (siehe **Abbildung 2.24**).

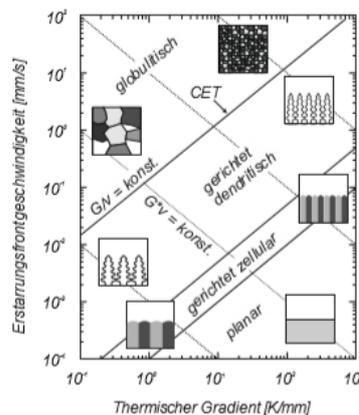


Abbildung 2.24: G-v Diagramm [42]

Wie beim Gießen sind auch bei der Lasermaterialbearbeitung die Größen v und G miteinander verknüpft. Wie im Folgenden gezeigt wird, beeinflusst diese Größen die Erstarrung in verknüpfter Form über den Quotienten G/v und das Produkt $G*v$ (Abkühlrate \dot{T}). Die Abkühlrate an der Erstarrungsfront ergibt sich unter Berücksichtigung von **Gleichung 2.8** zu:

$$\dot{T} = \frac{dT}{dt} = v * G \quad [43] \quad (2.8)$$

Für $G/v = \text{konst.}$ ist eine gleichbleibende Morphologie zu beobachten, die sich aber an ihrer Feinheit entsprechend der Abkühlrate unterscheidet [42].

Bauteilfehler

Aufgrund des schichtweisen Aufbaus können bei L-PBF sowie bei allen anderen Schweißverfahren folgende Fehlerarten entstehen [44]:

- Hohlräume, Poren, Lunken
- Feste Einschlüsse- Schlacke
- Bindefehler und ungenügende Durchschweißungen

Poren können beim Laserstrahl-Pulverbettsschmelzen nicht nur infolge von nicht-aufgeschmolzenem Pulver entstehen, sondern auch durch Gaseinschlüsse, verursacht durch Turbulenzen am Übergang zwischen Atmosphäre und Metall. Weitere Entstehungsursachen können Schrumpfvorgänge oder Schmelzbadüberhitzung sein. In der Regel zeigen Poren aufgrund unzureichend aufgeschmolzener Partikel (Bindefehler) eine besonders ungünstige Kerbwirkung gegenüber eher kugelförmigen gasbedingten Poren [16]. Der Einfluss der Porosität auf die Schwingfestigkeit ist in **Abbildung 2.25** dargestellt. Mit zunehmender Porosität nimmt die Schwingfestigkeit signifikant ab [45]. Dies zeigt den Einfluss der Porosität auf die Qualität der L-PBF gefertigten Bauteile hat.

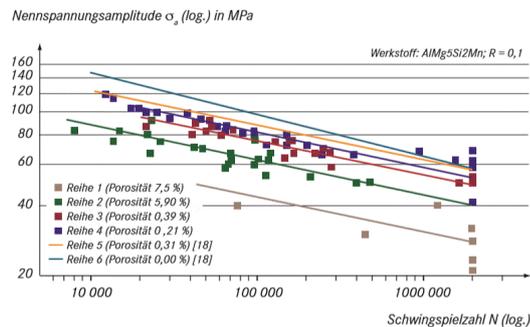


Abbildung 2.25: Schwingfestigkeitslinie für AlMg5Si2Mn [45]

Mikroseggregationen

Im Zuge der dendritischen Erstarrung von Legierungen kommt es zu einer Ungleichverteilung von Legierungselementen im Festkörper und in der Schmelze. Die sich hieraus bildenden Konzentrationsunterschiede sind zwischen Dendritenkern und interdendritischen Bereich lokalisiert und werden als Mikroseggregation bezeichnet. Dabei gibt es sowohl Legierungselemente mit einer erhöhten Löslichkeit im Festkörper, als auch mit einer erhöhten Löslichkeit in der Schmelze. Für die so genannte Gleichgewichtserstarrung, die einer unendlich langsamen Erstarrung entspricht, können die entstehenden Konzentrationsunterschiede über Festkörperdiffusion bis zur Einstellung der nominellen chem. Zusammensetzung aufgelöst werden. Die Gleichgewichtserstarrung ist aber nur theoretischer Natur, sodass in technischen Prozessen im Zuge der hohen Abkühlraten es zu Konzentrationsunterschieden im Festkörper kommt [46].

2.4.3 Prozessparameter Belichtung

Belichtungsstrategie

Ein sehr wichtiges Instrument der Prozessoptimierung stellt die Scan- bzw. Belichtungsstrategie dar. In **Abbildung 2.26** sind drei verschiedene Belichtungsstrategien dargestellt [24].

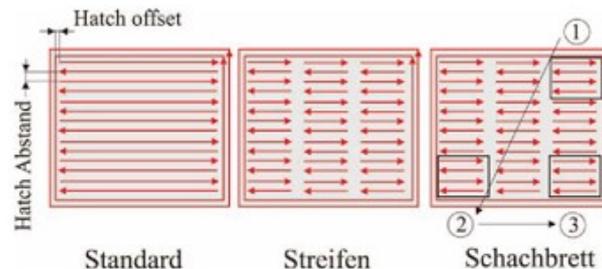


Abbildung 2.26: Varianten der Belichtungsmuster [24]

Die Standardvariante belichtet zuerst mäandrierend Zeile für Zeile den Innenraum und im Anschluss die Außengrenze. Eine zweite Variante ist das Scannen in Streifen mit definierten Bahnen. Die dritte Variante ist das sogenannte „Schachbrettmuster“. Durch geeignete Wahl dieses Parameters kann der Energieeintrag optimiert werden, Temperaturgradienten und in weiterer Folge Eigenspannungen werden minimiert, wodurch Bauteilverzug verhindert wird [24]. Die Dichte und die Oberflächenqualität werden im entscheidenden Maße von der Belichtungsstrategie beeinflusst [20]. Untersuchungen haben gezeigt, dass eine Verbesserung der Dichte um 10% durch Verkürzung der Scanvektoren von 40mm auf 5mm erreicht werden kann. Längere Scanvektoren weisen hohe Energieverluste aufgrund Wärmeleitfähigkeit auf („zerstreutes Schmelzbad“), wohingegen kurze Scanvektoren ein kontinuierlicheres Schmelzbad erzeugen. Jede Schicht wird durch das Belichten von mehreren Scanvektoren und einem Konturvektor aufgebaut.

Die resultierende Spurbreite (Hatch-Abstand) ist aufgrund von Wärmeleitungseffekten und Mehrfachreflexionen im Pulverbett größer als der wechselwirkende Strahldurchmesser [23]. Eine Schicht besteht aus zahlreichen Scanlinien bzw. Scanvektoren, die nacheinander umgeschmolzen werden. Die Summe dieser Scanvektoren wird als „Schraffur“ bezeichnet. Um eine dichte Schraffur zu erzeugen, muss neben dem vollständigen Aufschmelzen des Pulvermaterials, auch die Verbindung der Scanvektoren untereinander gewährleistet werden [20].

Eine Folgeerscheinung aufgrund des verwendeten Parameters, ist die Eindringtiefe. Die Eindringtiefe beim Abtasten des Laserstrahles ist vom darunterliegenden Material (Pulverschicht, Grundplatte) abhängig. In **Abbildung 2.27 a** ist zu erkennen, dass die Eindringtiefe mit einer Laserleistung von 25 Watt deutlich niedriger als bei Laserleistung 50 Watt ist. Des Weiteren hat die Erhöhung der Scangeschwindigkeit bei gleichbleibender

Laserleistung eine Verringerung der Eindringtiefe zur Folge. Im direkten Vergleich der unterschiedlichen Grundmaterialien, einmal die Grundplatte (**Abbildung 2.27 a**) aus rostfreien Stahl 304L und einmal die zuvor umgeschmolzene Schicht (**Abbildung 2.27 b**) mit dem Pulver SS 904L (-16 μm), ist der Einfluss des Grundmaterials auf die Eindringtiefe zu erkennen [11].

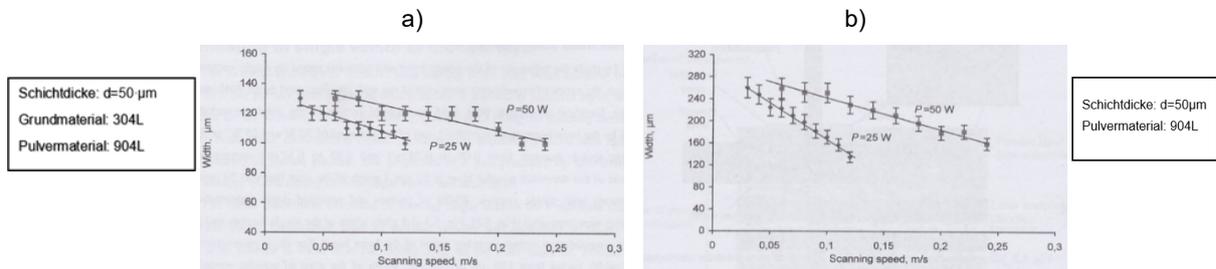


Abbildung 2.27: Schweißbahn a) auf der Grundplatte, b) auf zuvor umgeschmolzener Schicht [11]

Aufbaurichtung

Als Folge der Schichtbauweise ergibt sich eine Abhängigkeit der Wöhlerkurve von der Aufbaurichtung wie sie in **Abbildung 2.28** wiedergegeben ist [16]. Die Aufbaurichtung hat einen signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften wie Zugfestigkeit, Streckgrenze und E-Modul, der auch nach einer erfolgten Wärmebehandlung gegeben ist [69].

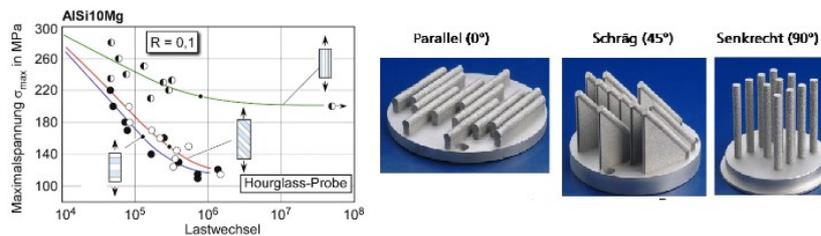


Abbildung 2.28: Abhängigkeit der Wöhlerkurve von I-PBF gefertigtem AISi10Mg von der Aufbaurichtung [69,70]

Bei Buchbinder et al. [70] wurden Zugproben in drei verschiedene Richtungen aufgebaut, um den Einfluss der Krafteinleitung im Zugversuch in Abhängigkeit der Aufbaurichtung zu untersuchen. Die Krafteinleitung soll dabei parallel (0°), in einem Winkel von 45° und senkrecht (90°) zu den Schichtlagen durchgeführt werden. Vergleicht man die Aufbaurichtung parallel und Aufbaurichtung senkrecht, so ist zu erkennen, dass die Proben bei einem Lastwechsel von 10^6 deutliche Unterschiede in der Maximalspannung σ_{max} aufweisen [69].

2.5 Werkstoffe für L-PBF

Primäres Ziel bei der Auswahl von Werkstoffen für den L-PBF-Prozess ist es dichte Bauteile (rel. Dichte $\geq 99,5\%$) ohne Risse und Bindefehler herzustellen [49]. Die verwendeten Prozessparameter und die damit verbundene Volumenenergie müssen auf die verschiedenen

Werkstoffe angepasst werden [51]. Folgende Werkstoffe wurden für den L-PBF-Prozess qualifiziert [48,49]:

- Werkzeug-, Warmarbeits- und Edelstähle (1.2083, 1.2709, 1.4404 und 1.2343)
- Titan und Titanlegierungen (Reintitan, TiAl7Nb7 und TiAl6V4)
- Aluminiumlegierungen (AlSi10Mg, AlSi7g und AlSi9Cu3)
- Kobalt-Chromlegierungen (CoCr ASTM F75)
- Nickelbasislegierungen (Inconel 625, Inconel 718 und Inconel HX)
- Edelmetalllegierungen
- Bronze- und Kupferlegierungen

Die genannten Werkstoffe sind nach dem heutigen Stand der Technik auf den Markt etabliert und können weitgehend defektfrei verarbeitet werden [49]. Die Werkstoffe werden hauptsächlich in der Luft- und Raumfahrt, dem Werkzeugbau, dem Automobilbau und der Medizintechnik verwendet [51]. Die Rauheiten (R_z) in Abhängigkeit von Werkstoff und Prozessführung liegen im Bereich von 30–100 μm . Je nach Bauteilgröße und -geometrie, werden Bauteile hinsichtlich ihrer Maß- und Formgenauigkeiten von typischerweise größer ≥ 50 μm hergestellt. Die meisten Bauteile werden mit einem Aufmaß versehen und spanend nachbearbeitet. Das Anbringen von Stützstrukturen zwischen Bauteil und Substratplatte soll das Entstehen von Verzug reduzieren und stark überhängende Geometrien stützen und stabilisieren. Die Komplexität der Geometrie oder die Zugänglichkeit entscheidet darüber, ob und in welchen Bereichen das Bauteil mit Stützstrukturen versehen wird. Auch die anschließende Entfernung dieser Stützstrukturen spielt eine maßgebliche Rolle [49]. Dynamisch mechanische Kennwerte liegen nur für wenige Werkstoffe vor. Die ermittelte dynamische Festigkeit von L-PBF-Schwingproben aus AlSi10Mg und AlSi9Cu3 erfüllen die Mindestforderungen laut DIN EN 1706. Wenn die as-built-Oberfläche von Schwingproben nicht nachbearbeitet wird, kann es zur Unterschreitung der Mindestforderung kommen [70]. Nach derzeitigem industriellen Stand der Technik werden bei Laserleistungen von 200 bis 400 W für Stahlwerkstoffe (1.4404 und 1.2343) Aufbauraten von 1–2 mm^3/s erzielt. In neueren Forschungsarbeiten konnte gezeigt werden, dass Laserleistungen von 1kW die Aufbaurate um den Faktor 10 erhöhen. Die Anlagenhersteller sind daher bemüht, diese hohen Aufbauraten anhand neuer Maschinenkonzepte zu realisieren [52].

2.5.1 Binäre und ternäre Systeme

Binäre Sinterlegierungen des Systems Eisen-Kupfer haben eine beachtliche Bedeutung und industrielle Anwendung gefunden. Neben dem binären System besitzen auch ternäre Eisen-Sinterwerkstoffe wie z.B. Eisen-Kupfer-Kohlenstoff-, Eisen-Nickel-Kohlenstoff und Eisen-Kupfer-Nickel-Legierungen hohes Interesse [53]. Während man früher der Ansicht war, dass

sich über einen bestimmten Anteil an Kupfer im Stahl schädlich auswirkt, so gelangte man später zur Einsicht über die positive Wirkung des Kupfers in Eisenlegierungen. Bereits das binäre System Eisen-Kupfer (**Abbildung 2.29**) und die Ähnlichkeiten dieses Systems mit dem System Eisen-Kohlenstoff lassen vermuten, dass Wärmebehandlungen Eigenschaftsveränderungen hervorrufen können [54].

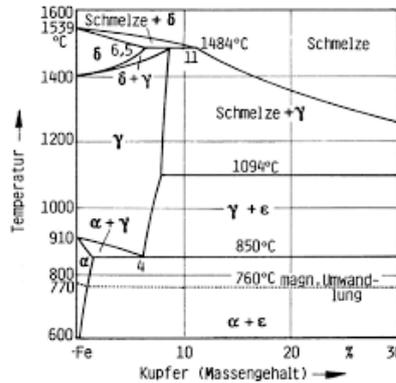


Abbildung 2.29: Binäres Zustandsschaubild Eisen-Kupfer [55]

Binäres System Eisen-Kupfer

Besonders wichtig und wertvoll ist das System Eisen-Kupfer (Fe-Cu), welches sich optimal für Sinterlegierungen eignet. Diese Sinterlegierung verdankt ihre Eigenschaft der begrenzten Löslichkeit des Kupfers in Eisen. Dadurch ergeben sich bedeutende Möglichkeiten zur Festigkeitssteigerung und Veränderung der Eigenschaften durch Wärmebehandlungen. Laut dem Zustandsdiagramm weisen Fe-Cu-Legierungen im festen Zustand eine ausgedehnte Mischungslücke auf [66]. Eingehend untersuchten Northcott et al. [56] Fe-Cu-Sinterlegierungen. Nach ihren Ergebnissen sind die Eigenschaften derartiger Legierungen vom Kupfergehalt abhängig.

Ternäres System Eisen-Kupfer-Kohlenstoff

Die Legierungen Kupfer-Eisen-Kohlenstoff unterscheiden sich nur wenig von dem binären Eisen-Kupfer System. Auch hier findet sich eine Mischungslücke und Eisen geht mit Kupfer keine intermetallische Verbindung ein [57]. Das System Eisen-Kupfer-Kohlenstoff (Fe-Cu-C) wurde besonders eingehend von den japanischen Forschern Ishiwara et. al. [58] untersucht.

Anwendungen

Das am weitesten verbreitete Legierungssystem für die Herstellung von Formteilen aus Sinterstählen ist das System Fe-Cu-C. Die Vorteile dieses Systems sind [59]:

- relativ günstige Pulverpreise,
- freie Wahlmöglichkeit geeigneter und gut verdichtbarer Eisenpulver,
- über den Kupfergehalt die Maßstabilität, sowie im Verbund mit Kohlenstoff die mechanischen Eigenschaften einstellen.

Zur Anwendung kommen solche Sinterstähle bei Zahnriemen- und Kettenräder im Automobilbau. Im Allgemeinen dringt nun die Sintertechnik auch in das Gebiet der hochfesten Stähle und hochfesten Legierungen vor. Verdichtungs- und Formgebungsverfahren wie Sinterschmieden oder Pulverspritzgießen haben nicht nur Produktivität erhöht, sondern auch das Sortiment der angebotenen Produkte sowohl seitens des Formenreichtums als auch hinsichtlich der erschlossenen Werkstoffqualitäten [59].

2.5.2 CuCrZr und Maraging Stahl Legierungen

CuCrZr

Der Werkstoff CuCrZr mit der Werkstoffnummer CW106C ist eine aushärtbare Legierung und zeichnet sich durch hohe Festigkeitskennwerte auch bei erhöhter Temperaturen, hohe Anlassbeständigkeit, hohe Verschleißfestigkeit sowie durch eine hohe Erweichungstemperatur aus [60]. Die Kaltumformbarkeit im lösungsgeglühten Zustand ist beschränkt, jedoch ist diese Legierung generell gut warmumformbar. Im ausgehärteten Zustand besitzt diese Legierung eine hohe Leitfähigkeit für Wärme und Elektrizität (siehe **Tabelle 2.3**).

Tabelle 2.3: chemische Zusammensetzung und physikalische Eigenschaften von CuCrZr [61]

Legierungsbestandteile nach DIN EN		Solidustemperatur [°C]	1070
Cu [m%]	Rest	Liquidustemperatur [°C]	1080
Cr [m%]	0,5-1,2	Dichte bei 20 °C [g/cm ³]	8,91
Zr [m%]	0,03-0,3	Elastizitätsmodul bei 20 °C [GPa]	90-110
Wärmeleitfähigkeit bei 20°C [W/(m*K)]		spezifische el. Leitfähigkeit bei 20°C [MS/m]	
lösungsgeglüht	170	lösungsgeglüht	20
warmausgehärtet	310-330	warmausgehärtet	43

Speziell diese hohe Leitfähigkeit macht diesen Werkstoff für die vorliegende Arbeit interessant. Bevorzugtes Einsatzgebiet von CuCrZr ist die Elektrotechnik, im Maschinenbau als Kontaktwerkstoff und stromführende Bauteile, sowie im Gerätebau [61].

Maraging Stahl

Der zweite Pulverwerkstoff ist ein ultrahochfester, martensitaushärtbarer (martensite aging= maraging) Stahl, der seine hohen Festigkeitseigenschaften durch Ausscheidung intermetallischer Phasen aus einer zähen, nahezu kohlenstofffreien Martensit-Matrix erreicht. Dieser Werkstoff zeichnet sich durch hohe Zugfestigkeit, ein hohes Streckgrenzenverhältnis und gute Kerbschlagzähigkeit auch bei tiefen Temperaturen aus. Die Maßänderung nach Wärmebehandlung geht gegen Null. Weitere Vorteile bietet die gute Zerspanbarkeit im

lösungsgeglühten sowie im ausgehärtetem Zustand, beste Schweißbarkeit und eine einfache Wärmebehandlung [62]. Die chemische Zusammensetzung sowie einige der wichtigsten physikalischen Eigenschaften sind in **Tabelle 2.4** dargestellt. Dieser Werkstoff kommt zum Einsatz in Kaltstauch- und Prägwerkzeug, Druckgießwerkzeuge, Warmpresswerkzeuge sowie Kaltfließpresswerkzeuge [64].

Tabelle 2.4: chem. Zusammensetzung und physikalische Eigenschaften von Maraging Stahl [50]

Legierungsbestandteile nach din eN		spezifische el. Leitfähigkeit bei 20°C [MS/m]	2,4
C [m%]	max. 0,03	Wärmeleitfähigkeit bei 20°C [W/m*K]	21
Mo [m%]	4,5-5,2	Dichte bei 20 °C [g/cm ³]	8,1
Ni [m%]	17-19	Elastizitätsmodul bei 20 °C [GPa]	200
Co [m%]	8,5-9,5		
Ti [m%]	0,6-0,8		
Fe	Rest		

Anwendung

Effizientes regeln der Wärme ist in vielen Anwendungsgebieten, wie z.B. Hochleistungselektronik oder der Lasertechnik, ein wesentlicher Leistungsfaktor. Mit L-PBF können hybride Werkstoffverbindungen von Stahl mit Kupfer und Kupferlegierungen hergestellt werden. Dabei können komplexe 3D-Kanal- und Kühlstrukturen aus Kupferlegierungen generativ gefertigt werden. Neben Kupfer-Stahl Verbunden können Kanalstrukturen z.B. direkt auf einem Kupfer-Diamant-Komposit aufgebaut werden. Dadurch ist es möglich komplette Wärmemanagement-Lösungen mit sehr kompakten Formfaktoren und hohem Leistungspotential herzustellen [72].

2.5.3 Verfahren

Einfluss von Kupfer bei der Stahlherstellung

Der Kupferzusatz zu Werkzeugstähle erfolgte schon sehr früh und bewirkte eine bessere Polierbarkeit sowie Erhöhung der Härte [63]. Das Zusetzen von Kupfer zu Eisen-Kohlenstoff-Legierungen bewirkt eine ähnliche Erhöhung der Härte wie Nickel. Größeren Einzug haben kupferlegierte Stähle vor allem auf dem Gebiet der Baustähle gefunden, da der Kupferzusatz eine Erhöhung der Streckgrenze bewirkt. Infolge der Erhöhung der Streckgrenze und Festigkeit ergeben diese Stähle die Möglichkeit, leichter zu bauen und eignen sich optimal für Hochbauten. Die korrosionsschutzsteigernde Wirkung des Kupfers hat auch zur Anwendung von Kupferzusätzen bei den an sich schon rostfreien Chrom- und Chrom-Nickel-Stählen geführt [64].

Sintern

Zur Herstellung von Sinterlegierungen werden Pulvermischungen im gewünschten Verhältnis hergestellt. Die Pulvermischungen werden verpresst und anschließend oberhalb oder unterhalb des Kupferschmelzpunktes gesintert. Eine weitere Möglichkeit besteht darin, gesinterte Körper zu tränken. Melchior [65] verweist auf interessante Ausscheidungsvorgänge bei kupfergetränkten Sinterkörpern aus Eisen. Durch Tränkung eines Eisenskelettkörpers mit Kupfer oder Kupferlegierungen erhält man praktisch porenfreie und dichte Teile deren mechanische Eigenschaften wie Zugfestigkeit und Dehnung wesentlich höher liegen, als die der porösen Ausgangskörper. Zuerst wird das Eisenpulver porös verpresst, versintert und in ein Bad aus flüssigem Kupfer getränkt. Infolge der Kapillarwirkung der Poren wird das Kupfer, welches im flüssigen Zustand vorliegt, wie von einem Schwamm aufgesogen. Voraussetzung für eine einwandfreie Tränkung ist, dass die vorliegenden Poren zusammenhängend sind [66]. Wenn solch ein zusammenhängendes Netzwerk aus Poren vorliegt, erhöht sich ebenfalls die elektrische Leitfähigkeit.

Sprühkompaktieren

Sprühkompaktieren ist eine noch junge Methode zur Herstellung von metallischen Halbzeugen. Dabei wird eine Schmelze über den Zwischenschritt Zerstäubung in den festen Zustand überführt und gleichzeitig eine kompakte Vorform erzeugt. Die Vorteile liegen besonders bei der Herstellung von Werkstoffen, die nicht oder nur sehr schwierig zu gießen sind, da sie zu starken Seigerungen neigen. Dieser Prozess wurde zur Herstellung von Cu-Fe-Legierungen mit steigenden Eisengehalten angewendet. Durch die Anwendung dieser Technologie wurden aus den Cu-Fe-Legierungen (Cu-Fe10, Cu-Fe20 und Cu-Fe30) Barren gegossen und weisen über den Querschnitt eine homogene Struktur auf [67].

3. Experimentelles Vorgehen

Es sollen Mischungen mit unterschiedlichen Gehalt an CuCrZr und Maraging Stahl-Pulver hergestellt und mittels L-PBF zu Prüfkörper verarbeitet werden. Die Prüfkörper sollen hinsichtlich Mikrostruktur, mechanischen sowie thermischen Eigenschaften untersucht werden. Dabei werden zunächst verschiedene Verfahrensparameter systematisch variiert, sodass ein geeignetes Prozessfenster bestimmt werden kann. Primäres Ziel ist, Prüfkörper mit einer Bauteildichte von nahezu 100%, ohne Risse und Bindefehler zu fertigen. Der Einfluss der verschiedenen Verfahrensparameter und der Wärmebehandlung auf das Gefüge soll bestimmt werden. Anschließend werden mechanische Eigenschaften wie z.B. Zugfestigkeit, E-Modul, Bruchdehnung und Härte der jeweiligen Proben ermittelt. Die aus den Versuchen gewonnenen Ergebnisse und abgeleiteten Interpretationen der verschiedenen Chargen werden im folgenden Kapitel, „Ergebnisse und Diskussion“, behandelt.

3.1 Pulverherstellung

Die Aufgabe der Pulverherstellung besteht darin, eine möglichst homogene Verteilung der beiden Ausgangsmaterialien, Maraging-Stahl und CuCrZr zu erzielen und lässt sich wie folgt einteilen:

- Pulverkennwerte
- Chargenaufbereitung
- Mischvorgang

Da es sich bei diesem Versuch um einen pulverbettbasierten Laserschmelzprozess (L-PBF) handelt, erfolgte im ersten Schritt die Charakterisierung und Analyse des Pulvers. Materialkennwerte konnten vom Pulverhersteller verwendet werden. Ziel der Chargenaufbereitung war es, geeignete Mischungsverhältnisse zu finden. Da der Anteil an CuCrZr in der Stahlmatrix entscheidend ist, musste hier ein für dieses Projekt interessanter Bereich gefunden werden.

3.1.1 Pulverkennwerte

Pulver Maraging Stahl

Bei dem für dieses Projekt verwendeten Pulver handelt es sich um ein Maraging Stahl-Pulver der Firma EOS GmbH, welches in sphärischer Form vorliegt. Die verwendete Stahllegierung entspricht der chemischen Zusammensetzung der Europa-Klassifizierung 1.2709 [50]. Laut HELOS-Partikelgrößenanalyse beträgt die Partikelgrößenverteilung 16-48 μm (x_{10} - x_{90}) und die mittlere Körnung (x_{50}) im Durchmesser 29 μm . Diese und noch weitere Werte sind aus **Abbildung 3.1** zu entnehmen.

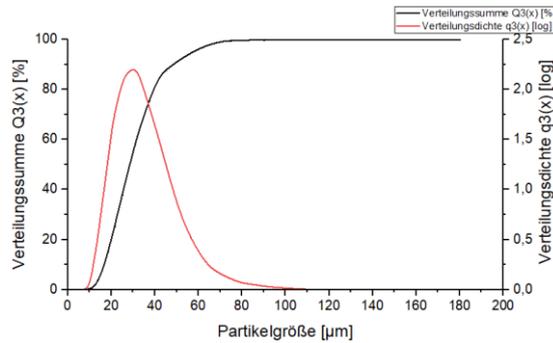


Abbildung 3.1: HELOS-Partikelgrößenanalyse Maraging Stahl-Pulver

Pulver CuCrZr

Das zweite für diesen Versuch verwendete Pulver ist ein CuCrZr-Pulver der Firma TLS-Technik GmbH. Bei diesem Pulver handelt es sich ebenfalls um sphärische Partikel mit der chemischen Zusammensetzung der Europa-Klassifizierung 2.1293. Die Partikelgrößenverteilung laut Datenblatt des Herstellers ist 9-37 µm (x_{10} - x_{90}) mit einem mittleren Durchmesser (x_{50}) von 21 µm (**Abbildung 3.2**).

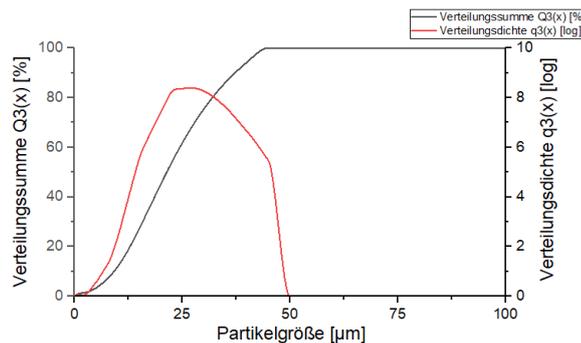


Abbildung 3.2: TLS Technik Pulveranalyse CuCrZr

3.1.2 Chargenaufbereitung

Um ein möglichst breites Spektrum abzudecken und den Einfluss des CuCrZr auf das Stahlgefüge und auf die damit verbundenen mechanischen bzw. thermischen Eigenschaften zu untersuchen, wurden folgende vier Chargen (**Abbildung 3.3**) mit unterschiedlichen CuCrZr-Massengehalt (**Tabelle 3.1**) hergestellt:

Tabelle 3.1: Mischungen mit unterschiedlichen Gehalt an CuCrZr und Stahl-Pulver

Bezeichnung	Stahl [m%]	CuCrZr [m%]
Charge 1	95	5
Charge 2	90	10
Charge 3	80	20
Charge 4	70	30



Abbildung 3.3: Ausgangsmaterial der vier Chargen

Für das Abwiegen der Pulvermischungen wurde einerseits eine Waage der Firma „Kern und Sohn“ mit einer maximalen Belastbarkeit von 65100 g und einer Genauigkeit von 0,5 g und eine „Acculab“ der Firma „sartorius group“ mit einer maximalen Belastbarkeit von 410 g und einer Genauigkeit von 0,1 g verwendet. Mit diesen Messgeräten wurden die genauen Anteile an CuCrZr- und Maraging Stahl-Pulver abgewogen und in Behälter gefüllt.

3.1.3 Mischvorgang

Um eine homogene Verteilung des Pulvers zu gewährleisten, wurde ein anschließender Mischvorgang durchgeführt. Bei der Herstellung von homogenen Mischungen spielt der Tumbler Mischer der Firma „Bachofen AG Maschinenfabrik“ (**Abbildung 3.4**) eine entscheidende Rolle. Der Tumbler gewährleistet die Drehung eines Behälters um sich selbst, entlang einer seiner Diagonalen. Das Gemisch wird asymmetrisch um sich gewälzt, welches für eine effiziente Vermischung sorgt [68]. Jede Charge wurde zuerst 5 min (Zustand 1), danach für weiter 10 min per Hand (Zustand 2) und schlussendlich eine Stunde lang im Tumbler (Zustand 3) vermischt (**Tabelle 3.2**). Nach jedem Mischvorgang wurden Pulverproben für anschließende Analysen der Pulververteilung entnommen, um den Grad der Homogenität zu bestimmen.



Abbildung 3.4: Mischvorgang mittels Tumbler Mischer

Tabelle 3.2: Zeitintervalle des Mischvorganges

Bezeichnung	Zustand 1	Zustand 2	Zustand 3
Chargen 1-4	$t_{\text{Hand}1} = 5 \text{ min}$	$t_{\text{Hand}2} = 15 \text{ min}$	$t_{\text{Hand}} = 15 \text{ min} + t_{\text{Tumbler}} = 60 \text{ min}$

3.2 Pulveruntersuchung

Bei der Herstellung von zylindrischen Einbettproben wurde eine CitoPresse-10 der Firma Struers verwendet. Für die anschließende Oberflächennachbearbeitung der Einbettproben, stand eine Polier- und Schleifmaschine Saphir 550 der Firma ATM GmbH zur Verfügung. Durch geeignete Wahl der Körnung des Schleifpapiers konnte so eine für das Mikroskop und für die Analysesoftware gut erkennbare glatte Oberfläche erzeugt werden.

Eine lichtmikroskopische Analyse der polierten Oberflächen soll im Idealfall eine homogene Partikelverteilung der Pulver ergeben. Die Aufnahme und Auswertung der Schlifffbilder erfolgt an dem Mikroskop Olympus GX51 mit der von Olympus Soft Imaging Solution zur Verfügung gestellten Software „analySIS auto 5.0“.

3.3 Parameterstudie

Um geeignete Prozessparameter zur Herstellung von defektfreien Prüfkörpern zu bekommen, wurde eine Parameterstudie durchgeführt. Die für diesen Prozess am relevantesten Parameter sind die Laserleistung (P_L), Scangeschwindigkeit (v_s), Schichtstärke (s) und der Spurbstand (h_s). Die beiden Größen Spurbstand ($h=0,11$ mm) und die Schichtstärke ($s=0,04$ mm) wurden konstant gehalten. Die Variation der Scangeschwindigkeit und der Laserleistung bewirkt eine Veränderung des Energieeintrages (E_V , E_L) im Pulverbett (siehe **Gleichung 2.5** und **Gleichung 2.6**). Somit wird der Einfluss der verschiedenen Energieeinträge auf die Bauteilqualität im Zuge der Parameterstudie bestimmt. Besonders bei hohen Energieeinträgen kann es zum Balling-Effekt kommen, das während dem Bauprozess das Anfahren der Beschichtereinheit an den Proben zur Folge haben kann und zum Stillstand der Anlage oder auch zur Beschädigung der Beschichtereinheit führen kann.

Bevor die Prüfkörper hergestellt werden konnten, musste eine Parameterstudie für jede Charge durchgeführt werden. Der steigende CuCrZr-Gehalt in den Chargen führt zu einer signifikanten Änderung des Prozessfensters. Anhand der Studien konnte festgestellt werden, welche Parameter zu einem stabilen Bauprozess führen. Die verwendeten Prozessparameter für alle Chargen sind in **Tabelle 3.3** aufgeführt:

Tabelle 3.3: L-PBF Prozessparameter, bei $h=0,11$ mm und $s=0,04$ mm

	P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7	P8
P_L [W]	300	300	300	300	300	350	350	350
v_s [mm/s]	500	750	1000	1250	1500	500	750	1000
E_V [J/mm ³]	136,4	90,9	68,2	54,5	45,5	159,1	106,1	79,5
E_L [kJ/m]	0,60	0,40	0,30	0,24	0,20	0,70	0,47	0,35

	P9	P10	P11	P12	P13	P14	P15	P _{Std}
P _L [W]	350	350	370	370	370	370	370	285
v _s [mm/s]	1250	1500	500	750	1000	1250	1500	960
E _v [J/mm ³]	63,6	53,0	168,2	112,1	84,1	67,3	56,1	67,5
E _L [kJ/m]	0,28	0,23	0,74	0,49	0,37	0,30	0,25	0,30

P_L...Laserleistung
 v_s...Scangeschwindigkeit [mm/s]
 E_v...Energiedichte
 E_L...Linienenergie

Jedem Testquader und jeder Schweißbahn wurde einer dieser Parametersätze zugeordnet. Sofern die Parameter zu stabilen Prozessen führen, können bis zu 16 Testquader mit den dazugehörigen Schweißbahnen hergestellt werden. Der an der EOSint M280 speziell für Maraging Stahl geeignete Parametersatz wird hier als Standard-Parameter (P_{Std}) bezeichnet.

Bei den für diese Parameterstudie durchgeführten Geometrien handelt es sich um Schweißbahnen, die ohne Supportstruktur an die Grundplatte geschweißt wurden bzw. um Testquader. Die Schweißbahnen mit einer Dimension von 15x2x2 mm³ haben die Aufgabe Prozessinstabilitäten frühzeitig zu erkennen. Die Quader wurden auf einer Supportstruktur aufgebaut und besitzen eine Kantenlänge von 10 mm mit einer Höhe von 7 mm. Die Testquader dienen zur Herstellung von Einbettproben, welche später zur metallografischen Untersuchung herangezogen werden. Nach der metallografischen Auswertung der Schliffbilder erfolgt die Auswahl des geeigneten Parameters zur Herstellung von Zugprüfkörper und Testkörper für die thermografische Analyse. Für die metallografische Untersuchung der Schweißbahnen wurde das Stereomikroskop Stemi 2000-C der Firma „Zeiss“ verwendet. Die Bilder wurden über die Software „Remote Capture“ aufgenommen.

In der vorliegenden Arbeit wird die Laserstrahl-Pulverbettsschmelzanlage EOSINT M280 (**Abbildung 3.5 a**), der Firma EOS mit einer maximalen Laserleistung von 400 W bei einer Inertgas-Atmosphäre (N₂) zum Herstellen der Proben verwendet. Die Prozesskammer (**Abbildung 3.5 b**) wird mit Stickstoff geflutet, (O₂-Gehalt <1,2%) um Oxidation während des Bauprozesses zu vermeiden. Das System verfügt über einen 400 Watt Ytterbium-Faserlaser, mit einem Fokussdurchmesser von 100 µm und einer Wellenlänge von 1064 nm.



Abbildung 3.5: Laserstrahl-Pulverbettsschmelzanlage EOSINT M280 a) Anlage, b) Prozesskammer

3.4 Zugprüfkörper

Bei den Rohlingen für die Zugprüfkörper handelt es sich um quaderförmige Bauteile. Die Abmaße der Rohlinge betragen $10 \times 10 \times 65 \text{ mm}^3$ welche liegend gebaut wurden. Mit der liegenden Aufbaurichtung können maximale Festigkeitswerte realisiert werden [69,70]. Es wurden zehn Rohlinge hergestellt, fünf wurden nach der mechanischen Bearbeitung wärmebehandelt und die übriggebliebenen fünf wurden im as-built-Zustand für das Zugprüfverfahren herangezogen. Nach dem Erstellen der Geometrie wurde der in der Parameterstudie ermittelte Parameter, der für die jeweilige Charge die höchste Bauteildichtheit erwarten lässt, dem Rohling zugewiesen. Bei der ersten Charge wurden noch Supportstrukturen verwendet, die auftretenden Eigenspannungen im Bauteil waren jedoch zu groß, sodass es zum Ablösen (Delamination) der Prüfkörper von der Grundplatte führte. Um dieses Problem zu lösen wurden alle darauffolgenden Prüfkörper mit einer modifizierten, stärkeren Supportstruktur, welche den auftretenden Eigenspannungen standhält, auf die Grundplatte gebaut.

Nachdem die Rohlinge hergestellt wurden, wurden sie mechanisch mittels CNC-Drehmaschine zu normgerechten Zugprüfkörper (Rundprobe, Form B, DIN 50125) mit einem Probendurchmesser (d_0) von acht Millimeter verarbeitet. Die genauen Abmaße, Toleranzen sowie Rauigkeitswerte sind aus der Richtlinie entnommen. In **Abbildung 3.6** ist eine mittels Laserstrahl-Pulverbettsschmelzverfahren gefertigte Probe, welche anschließend mechanisch bearbeitet wurde dargestellt.



Abbildung 3.6: Zugprüfkörper aus L-PBF-Verfahren nach DIN 50125

3.5 Wärmebehandlung

Um die Auswirkungen der Wärmebehandlung auf die Mikrostruktur zu untersuchen, wurden die Proben jeder Charge einer Wärmebehandlung unterzogen. In **Abbildung 3.7** ist die Zeit-Temperaturkurve der Wärmebehandlung bei 480°C für 5h zu sehen. Die verwendeten Wärmebehandlungen basiert auf Parametern zum Anlassen von Maraging Stahl [50] und zur Ausscheidungshärtung der CuCrZr-Legierung [71].

Temp. [°C]	Zeit [h]	Zustand
$T_0 = 20$	$t_0 = 0$	$t_0 \dots$ Start
$T_1 = 400$	$t_1 = 0,67$	$t_{0-1} \dots$ Aufheizphase + Vakuum [40 min]
$T_2 = 480$	$t_2 = 0,75$	$t_{1-2} \dots$ Aufheizen + Ar-Schutzgas [5 min]
$T_3 = 480$	$t_3 = 5,75$	$t_{2-3} \dots$ Halten + Ar-Schutzgas [5 h]
$T_0 = 20$	$t_4 = 10,75$	$t_{3-4} \dots$ Abkühlen + Schutzgas [5 h]

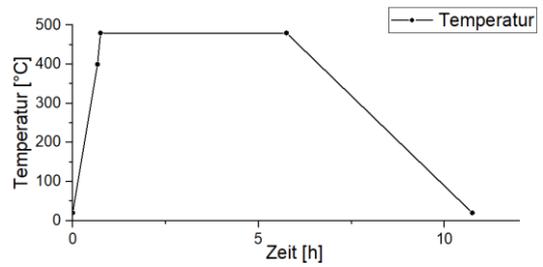


Abbildung 3.7: Zeit-Temperaturkurve der Wärmebehandlung

Im Ofen wurde ein Vakuum erzeugt und der Vorgang bei einer Umgebungstemperatur (T_0) von 20 °C gestartet. Die Aufheizphase (t_1) wurde mit 40 min und einer Aufheiztemperatur (T_1) unter Vakuum von 400°C festgelegt. Nach der Aufheizphase erfolgte ein weiteres Aufheizen der Kammer auf $T_2 = 480$ °C und ein Fluten mit Argon-Schutzgas. Im Anschluss wurde die Zieltemperatur (T_3) von 480 °C für 5h gehalten. Zum Abschluss erfolgte eine fünfstündige Abkühlung der Kammer auf Umgebungstemperatur in Schutzgasatmosphäre.

Wärmebehandlung ist ein Verfahren zur Behandlung von Bauteilen, die nach einem bestimmten Verlauf erwärmt und wieder abgekühlt werden, um spezielle Werkstoffeigenschaften zu erzielen [72]. Der martensitaushärtbare (Maraging) Stahl erreicht beim Anlassen seine hohen Festigkeitseigenschaften durch Ausscheidung intermetallischer Phasen, während eine Festigkeits-Steigerung der CuCrZr-Legierung durch Auslagerungshärten bewirkt werden soll.

3.6 Prüfverfahren

Bei allen Prüfverfahren wurden sowohl wärmebehandelte als auch nicht wärmebehandelte Proben untersucht. Mittels Ätzung konnten die Schweißbahnen sichtbar gemacht werden und diente zur Lokalisierung des CuCrZr in der Legierung. Dafür wurden die polierten Schliiffflächen der Proben einer Ätzung mit Nital (4% HNO_3 , Rest Ethanol) unterzogen. Für die chemische Analyse der verschiedenen Chargen wurde ein Rasterelektronenmikroskop (REM) verwendet, um zu prüfen ob sich die chemische Zusammensetzung nach dem L-PBF-Prozess veränderte. Um die chemische Analyse an den Proben durchzuführen wurde das Rasterelektronenmikroskop der Firma „Jeol“, des Types JSM-7200F mit energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) herangezogen. Diese Anlage verfügt über eine Anregungsspannung von 15 kV, Emission Current von 83,6 μA und einen Arbeitsabstand von 10 mm. Für die chemische Untersuchung wurde der EDX Detektor des Typs SDD XMAX^N mit 80 mm² Fläche und die Auswertungssoftware 7000F_AZtec, der Fa. OXFORD-Instruments verwendet.

Zur Auswertung der Zugversuche wurde die Zugprüfanlage Z250 (Fa. Zwick/Roell) mit einer maximalen Prüfkraft von 250 kN verwendet. Die Aufzeichnung der Dehnung erfolgte über ein Extensiometer (makroxtense, Fa. Zwick). Es wurden die Kennwerte E-Modul, Zugfestigkeit, Streckgrenze, und die Gleichmaßdehnung bestimmt.

Das Härteprüfverfahren nach Vickers EN ISO 6507 im Kleinkraftbereich und einer Auflast von 1kg (HV1) wurde zum Bestimmen der Härte verwendet. Dazu wurde eine Härteprüfmaschine M1C-010 der Firma Emco Test verwendet.

Um die thermische Leitfähigkeit der Chargen zu analysieren wurde die Blitzthermographie nach der Methode von Parker et. al. [89] verwendet. In **Abbildung 3.8** ist das Prinzip der Blitzlichtthermografie dargestellt.

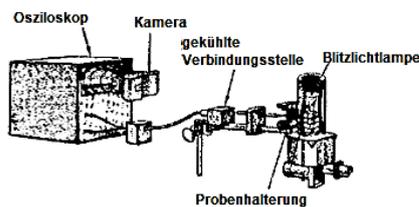


Abbildung 3.8: schematische Darstellung des Blitzlichtthermografen

Die Proben mit definierter Probengeometrie (7 mm in Diffusionsrichtung) wurden durch einen Blitzlicht (Wärmeimpulse) erwärmt. Die Erwärmungszeit wurde auf der gegenüberliegenden Seite mit der Thermokamera (FLIR titanium SC7000) erfasst und die Daten über die Software Matlab R2013 ausgewertet. Die Stirnseiten wurden poliert (1 μm Diamantsuspension) und mit schwarzem Lack eingefärbt, um den Absorptions- /Emissionskoeffizient der Oberfläche zu erhöhen. Das Messprinzip und der Auswertelalgorithmus sind in [73] beschrieben.

4. Ergebnisse und Diskussion

Die Aufgabe ist es, die Ergebnisse richtig einzuordnen, mögliche Entstehungsmechanismen zu klären, Daten zu analysieren und auszuwerten. Dabei wird auf folgende Hauptpunkte und die charakteristischen Unterpunkte eingegangen:

- Pulveranalyse hinsichtlich Homogenität
- Ermittlung des CuCrZr-Anteils
- Parameterauswahl
- Herstellung der Rohling und der Zugprüfkörper
- Analyse der verwendeten Parameter anhand der Zugprüfkörper
- Mechanische Eigenschaften
- Lokalisierung des Kupfers in den Legierungen
- Chemische Zusammensetzung
- Thermischen Eigenschaften

4.1 Pulveranalyse

Die Schlibfbilder der eingebetteten Pulverproben wurden auf Verteilung der CuCrZr-Partikel untersucht. In **Abbildung 4.1** sind die Schritte der Bildbearbeitung zu sehen, um aus dem Schlibfbild eines für die Analysesoftware passendes Bild zu generieren.

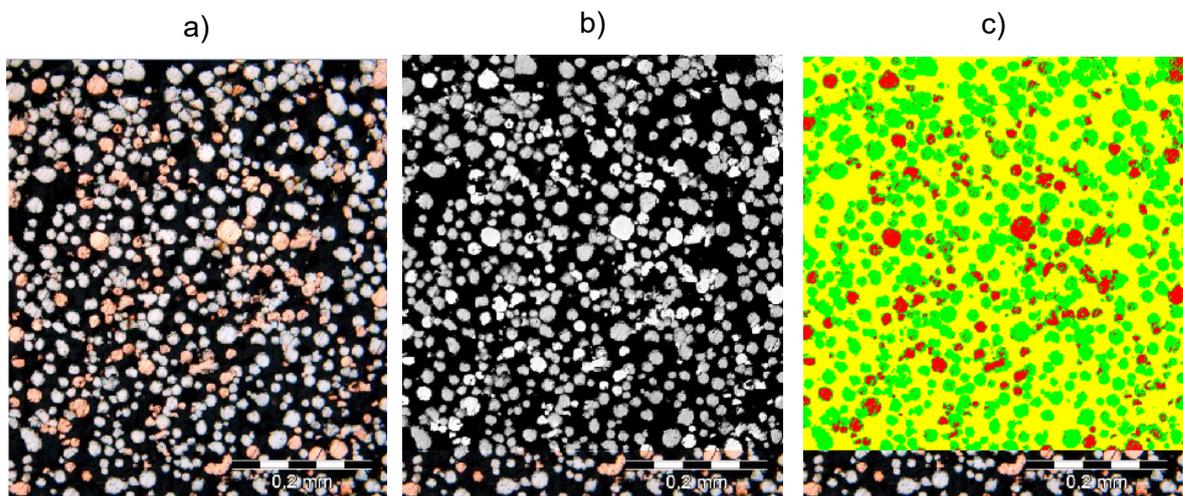


Abbildung 4.1: Bilderreihenfolge für die Analyse (Charge 3); a) Schlibfbild, b) Graustufe, c) Rotauszug

Im Schlibfbild (**Abbildung 4.1 a**) können die CuCrZr-Partikel (rötlich) von den Maraging-Stahlpartikeln (grau) und der dahinterliegenden Harzmatrix (Einbettmatrix) unterschieden werden. In Falschfarbdarstellung (**Abbildung 4.1 c**) ist der Kontrast für die Phase Stahl (grün) und CuCrZr (rot) ersichtlich, nachdem die flächenmäßige Zuordnung in Graustufe (**Abbildung 4.1 b**) erfolgte. Die Schwellwerte wurden vor der Analyse zugeordnet und die Software berechnete anhand der unterschiedlichen Kontraste den Flächenanteil, womit der prozentuelle

Anteil an CuCrZr zu Maraging Stahl-Pulver berechnet werden konnte. Von jeder Charge wurden jeweils 5 Schliffbilder untersucht. Die aus der Analyse stammenden Werte, wurden gemittelt und mit dem Sollwert der jeweiligen Charge verglichen.

In **Tabelle 4.1** und **Abbildung 4.2** sind die Mittelwerte in Abhängigkeit der drei unterschiedlichen Mischintervalle aufgelistet. Dabei bezieht sich der Sollwert auf die Werte aus **Tabelle 3.1** bei der Pulvermischungsherstellung. Für die Kennzeichnung der Proben wurde folgende Codierung festgelegt, der Mischvorgang per Hand (H) und mittels Tumbler (T). Die Zahlen geben Auskunft über die Dauer des Mischvorganges in Minuten.

Tabelle 4.1: Ergebnisse der verschiedenen Mischintervalle mit Standardabweichung

	Sollwert [%]	Zustand 1 [%]	Zustand 2 [%]	Zustand 3 [%]
Charge 1	5,0	4,6 ±0,9	4,8 ±0,9	5 ±0,9
Charge 2	10,0	11,7 ±2,5	9,9 ±4,0	9,3 ±1,2
Charge 3	20,0	12,0 ±2,8	18,8 ±2,8	17,8 ±3,2
Charge 4	30,0	17,1 ±3,4	28,7 ±2,6	27,3 ±3,9

M...min H...Mischvorgang per Hand T...Mischvorgang mittels Tumbler

M5H...Mischvorgang für 5 min per Hand

M15H_60T...Mischvorgang für 15 min per Hand und 60 min mit Tumbler

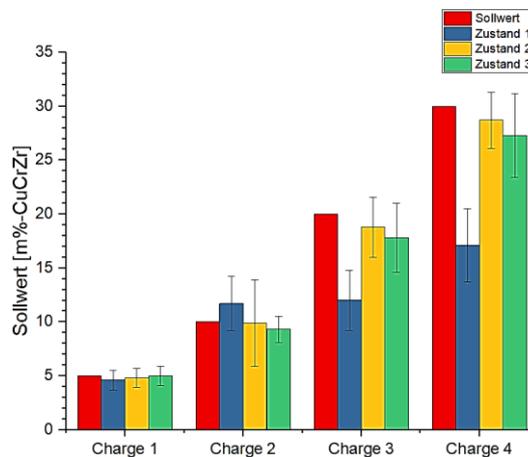


Abbildung 4.2: Verteilung von CuCrZr in den Chargen

Bei der Herstellung der Pulver konnte beobachtet werden, dass bei all jenen Chargen, die für fünf Minuten per Hand gemischt wurden eine heterogene Verteilung des CuCrZr-Pulvers vorlag. Bei den Chargen, die mittels Tumbler eine Stunde lang durchgemischt wurden, konnte keine Agglomerationen von CuCrZr-Partikeln ausgemacht werden. Die Untersuchung diente zur groben Abschätzung des Mischverhältnisses. Die Überprüfung der Homogenität soll Informationen bezüglich Mischdauer im Tumbler zum Erreichen einer homogenen Verteilung liefern. Betrachtet man die unterschiedlichen Mischvorgänge untereinander, so zeigt sich, dass der 5-münitge Mischvorgang per Hand (Zustand 1), eine geeignete Verteilung bei

niedrigem CuCrZr-Gehalt hervorbringt, die Verteilung bei höherem CuCrZr-Gehalt jedoch stark abweicht. Dies belegen die Werte der **Tabelle 4.1**, in der Charge 1 ein CuCrZr-Gehalt von 4,6% und in Charge 2 11,7% gemessen wurde. Die Differenz der Charge 3 und 4 zum Sollwert beträgt 8% bzw. ca. 12%. Diese hohen Abweichungen zeigen, dass ein kurzer Mischvorgang bei hohem Anteil an CuCrZr zu keiner homogenen Verteilung führt. Die Messwerte des 15-minütigen Mischvorganges per Hand (Zustand 2) zeigen, dass es gelungen ist, Chargen mit einer geeigneten Verteilung des CuCrZr-Gehaltes herzustellen. Charge 1 (4,8%), 2 (9,9%), 3 (18,8%) 4 (28,7%) lieferten Ergebnisse, die den Sollwerten nahe kommen. Ausschließlich in der Höhe der Streuung unterscheiden sich die Chargen untereinander. In Charge 2 wurde die größte Streuung mit 4% festgestellt. Die Streuung der anderen Chargen liegt im unterem Bereich. Die Auswertung des Zustand 2 lieferte ein positives Ergebnis und zeigt, dass eine homogene Verteilung vorliegt. Der Mischvorgang mittels Tumbler (Zustand 3) lieferte ebenso geeignete Werte hinsichtlich der Verteilung und des CuCrZr-Gehaltes. Charge 1 (5%), 2 (9,3%), 3 (17,8%) und 4 (27,3%) brachten geeignete Werte hervor, welche den Sollwerten entsprechen. Bei der Streuung lässt sich beobachten, dass mit steigendem CuCrZr-Gehalt auch die Streuung tendenziell zunimmt. Der Streuungsbereich deckt jedoch die Sollwerte der jeweiligen Charge ab, wodurch es möglich ist, homogene Mischungen mit einer gleichmäßigen Verteilung an CuCrZr-Gehaltes herzustellen.

Aus den Ergebnissen lässt sich ableiten, dass Zustand 1 wie geeignete, jedoch Zustand 2 und 3 gute Werte hinsichtlich der Verteilung lieferten. Die Unterschiede von Zustand 1 zu den Sollwerten nehmen mit steigenden CuCrZr-Gehalt deutlich zu. An Charge 3 und 4 wurden signifikante Unterschiede gemessen, weshalb sich Differenzen von 8% bzw. 12,9% ergaben. Aufgrund dieser Ergebnisse und der optischen Begutachtung des Mischpulvers kann bei diesem Zustand von einer sehr heterogenen Verteilung ausgegangen werden. Die Ergebnisse der Zustände 2 und 3 zeigen, dass es gelungen ist Chargen mit einem hohen Grad an Homogenität herzustellen. Betrachtet man die Streuung der Ergebnisse, so liegen diese im unteren Bereich. Die Streuung bei Chargen mit höherem Gehalt an CuCrZr nehmen zu, bezogen auf den Absolutwert sind diese in einem annehmbaren Bereich. Somit lässt sich zeigen, dass mittels Zustand 2 und 3 homogene Mischungen hergestellt werden können. Zustand 2 lieferte zum Teil sehr gute Mischungen, jedoch sollte dieses Mischintervall aufgrund des kleinen Untersuchungsumfanges von 5 Bildern nicht für den L-PBF-Prozess herangezogen werden. Zustand 3 schien als am besten geeignet zu sein, da es sich um das längste Mischintervall handelt, weshalb die Pulverherstellung im Zustand 3 durchgeführt wurde.

4.2

4.2 Parameterauswahl

Für die Auswahl des geeigneten Prozessparameters zur Herstellung der Zugprüfkörper wurde die Bauteildichtheit (rel. Dichte) und Morphologie der Mikrostruktur herangezogen. Bevor die Bauteildichtheit an den Testquadern analysiert werden konnte, wurde mittels Schweißbahnen überprüft, mit welchen Parametern ein stabiler Bauprozess möglich war.

Für die Bestimmung der Bauteildichtheit wurden 5 Schliffbilder der Testquadern analysiert und die Ergebnisse gemittelt. In Falschfarbdarstellung (**Abbildung 4.3**) wird der Kontrast für die Legierung (rot) und Defekte wie Poren, Bindefehler und Risse (gelb) dargestellt, nachdem die flächenmäßige Zuordnung erfolgt, anhand derer die Bauteildichte berechnet werden konnte.

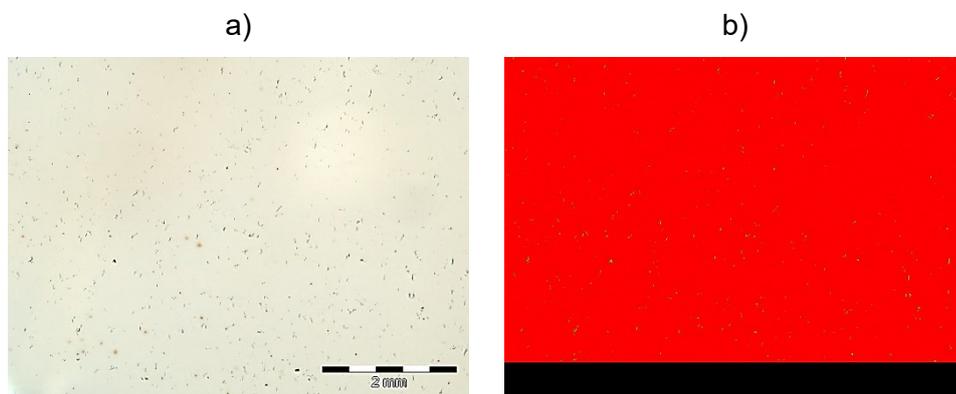


Abbildung 4.3: Bildgenerierung von a) Schliffbild, b) Falschfarbdarstellung

4.2.1 Charge 1

In **Abbildung 4.4** sind die Schweißbahnen mit ihren zugewiesenen Parametern zu sehen. Dabei beziehen sich die Kennwerte der Parameter auf die Werte aus **Tabelle 3.3** in der Parameterstudie.

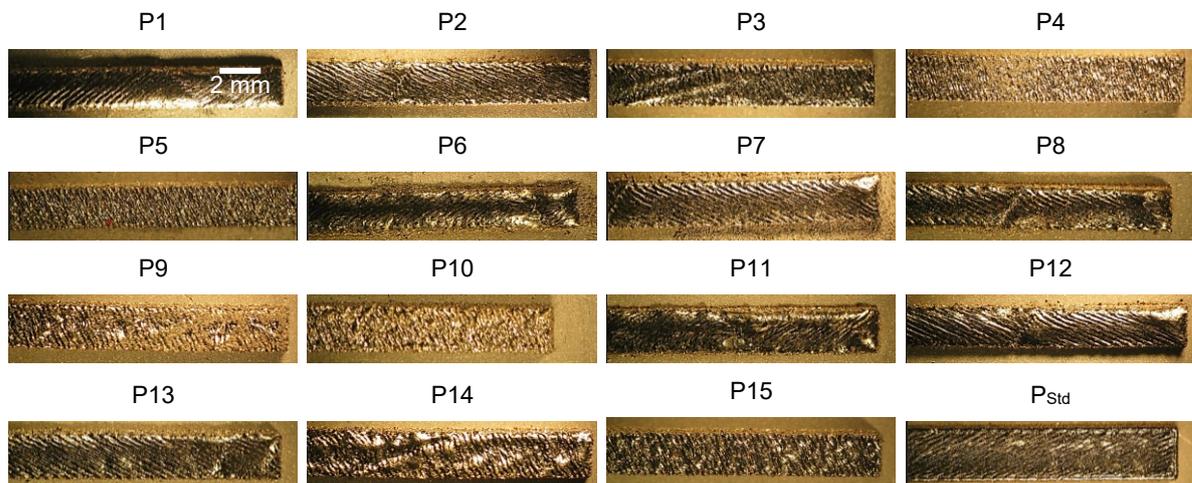


Abbildung 4.4: Schweißbahnen der Charge 1 in der Parameterstudie

Beim Betrachten der Schweißbahnen fällt auf, dass P1, P6 und P11 eine nach oben hin stark gewölbte Oberfläche vorweisen. Dieses Aufwölben ist ein Indiz dafür, dass durch den hohen Energieeintrag in das Pulverbett viel umliegendes Pulver aufgeschmolzen wird. Des Weiteren führen die hohen Energieeinträge zu einem breiten Schmelzbad, welches sich aufgrund der Oberflächenminimierung zu wölben beginnt. Der Blick in die **Tabelle 3.3** zeigt, dass diese drei Parameter den höchsten Energieeintrag besitzen. Aufgrund dessen wurden diese noch während dem Bauprozess der Schweißbahnen abgebrochen. Weitere Parameter die ähnliche Auffälligkeiten hinsichtlich ihrer Prozessstabilität zeigten, waren P2, P7, P8, P12 und P13 und mussten während der Herstellung der Testquader abgebrochen werden. In **Abbildung 4.5** ist die Grundplatte mit den Schweißbahnen (**a**) und Testquadern (**b**) zu sehen. Der Blick auf die Linienenergie (E_L) zeigt, dass all jene Parameter die einen Energieeintrag $E_L \leq 0,30$ kJ/m besitzen, stabil gefertigt werden konnten, während die restlichen Parameter aufgrund von zu hohem Energieeintrag abgebrochen werden mussten. Eine deutliche Verfärbung der Schweißbahnen (P1, P6 und P11) wird durch den zu hohen Energieeintrag verursacht. Charakteristisch dafür sind die bläulichen bis violetten Anlassfarben.

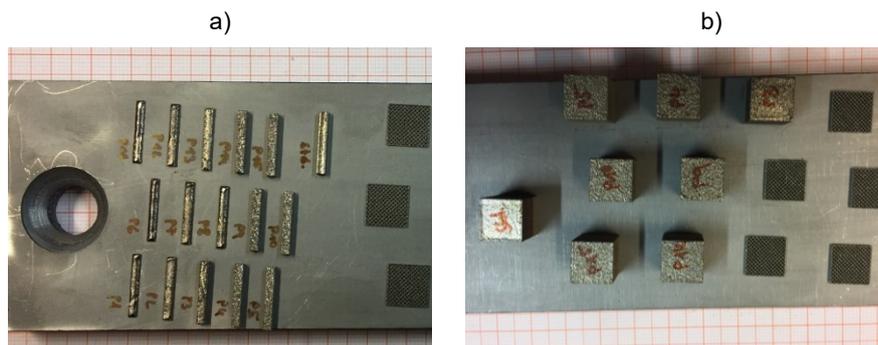


Abbildung 4.5: a) Schweißbahnen und b) Testquader der Charge 1

Jene Parameter, mit denen Testquader prozessstabil hergestellt werden konnten und anschließend eine metallografische Untersuchung zur Bestimmung der Bauteildichtheit unterzogen worden sind, sind in **Tabelle 4.2** aufgelistet.

Tabelle 4.2: Bauteildichtheit der Parametersätze von Charge 1

	P3	P4	P5	P9	P10	P14	P15	P _{Std}
Bauteildichtheit	99,94	99,63	99,63	99,53	99,63	99,79	99,48	99,85
[%]	±0,05	±0,12	±0,14	±0,07	±0,11	±0,16	±0,19	±0,11
E_L [kJ/m]	0,30	0,24	0,20	0,28	0,23	0,30	0,25	0,30

In **Abbildung 4.6** wird ersichtlich, dass die Herstellung mit einer Linienenergie $E_L=0,30$ kJ/m zu den dichtesten Testquadern führt. Die Testquader erreichen eine rel. Dichte von 99,79-99,94% und liegen damit in einem für den L-PBF-Prozess geeigneten Bereich. Es ist zu erwähnen, dass alle 8 Parameter den Standards hinsichtlich der Dichtheit des L-PBF-

Prozesses entsprechen und eine Bauteildichtheit $\geq 99,5\%$ erreichen. Das Unterschreiten der Linienenergie von $E_L=0,30$ kJ/m bewirkt eine leichte Abnahme der Bauteildichtheit.

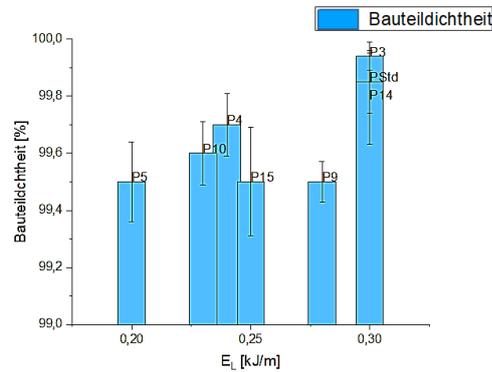


Abbildung 4.6: Bauteildichtheit über Linienenergie Charge 1

Um Zusammenhänge bezüglich Porenform, -größe und -verteilung besser deuten zu können, wurden die Parametersätze in **Abbildung 4.7** geordnet nach der Linienenergie E_L dargestellt. Die berechnete Dichte liegt bei den Parametersätzen zwischen 99,5% und 99,94%. Lediglich in der Form der Poren unterscheiden sich die Parametersätze untereinander.

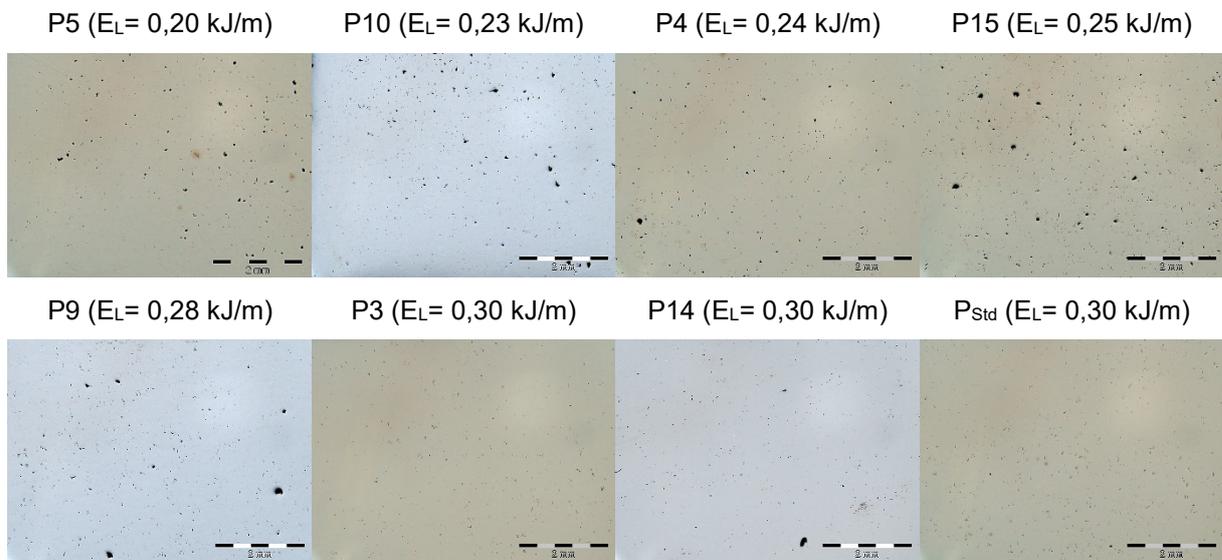


Abbildung 4.7: Porenform, -größe und -verteilung der Parametersätze der Charge 1

Die Parametersätze (P5, P10, P4 und P15) weisen eine sehr ähnliche Morphologie hinsichtlich ihrer Porosität und Verteilung der Poren auf, bedingt durch die niedere Linienenergie. Der Parameter P5 erzielte aufgrund der Größe und der Anzahl an Poren die geringste Dichte. Betrachtet man die Morphologie der Poren in P5, so erfolgt die Charakterisierung hinsichtlich ihrer spratzigen Form, das wiederum auf Bindefehler hindeutet. Gas-Poren unterscheiden sich von aufgeschmolzenen Pulver durch ihre kreis- bzw. kugelförmige Morphologie [16]. Die Verteilung dieser spratzigen Poren verläuft gleichmäßig und zieht sich durch den gesamten

Volumenkörper. Mögliche Entstehungsursache solcher Bindefehler ist der zu geringe Energieeintrag in das Pulverbett. Mit steigendem Energieeintrag (P4, P15, P9) werden die Poren weniger. Eine geringe Erhöhung des Energieeintrages (P5 auf P4) bewirkt eine deutliche Verkleinerung der Porengröße und Senkung der Anzahl der Poren. Zur Porengröße lässt sich somit sagen, dass mit zunehmenden Energieeintrag die Porengröße abnimmt und damit die Bauteildichtheit zunimmt. Der Abnahme der Bauteildichtheit von P4 auf P15 lässt sich dadurch erklären, dass sich die Anzahl an Poren minimiert, jedoch das Auftreten vermehrter Mikrorisse die Bauteildichtheit reduziert. Dieses Verhalten (kleine Poren und Mikrorisse) spiegelt sich auch im Parameter P9 wieder. Die Parametersätze P13, P14 und P_{Std} heben sich bezogen auf die Bauteildichtheit deutlich von den anderen Parametern ab und erweisen sich bei dieser Legierungszusammensetzung als geeignet. Beim Betrachten der Energieeinträge zeigte sich, dass diese zu ähnlichen Ergebnissen führen.

Nach der Auswertung der Ergebnisse kamen die Parameter, P3, P14 und P_{Std} in Frage. Die Entscheidung fiel auf den Standard-Parametersatz, da dieser sich für diese Aufgabe und der zu Verfügung stehenden Anlage bzw. Pulver am geeignetsten erwies. In Charge 1 ist der CuCrZr-Gehalt gering und laut Schliffbild-Analysen ist der mikrostrukturelle Einfluss des CuCrZr auf die Maraging Stahlmatrix vernachlässigbar. Würde das CuCrZr in der Stahlmatrix einen großen Einfluss ausüben, so würde sich das Prozessfenster verschieben, der Standard Parameter womöglich für nicht ausreichend befunden werden und Bauteile mit geringer Dichte liefern. Trotz des CuCrZr konnten Bauteile mit einer Dichte über 99,8% erreicht werden.

4.2.2 Charge 2

In **Abbildung 4.8** sind die Schweißbahnen mit den zugewiesenen Parametern zu sehen. Dabei beziehen sich die Kennwerte der Parameter auf die Werte aus **Tabelle 3.3** in der Parameterstudie. Bevor die Schweißbahnen P1, P6 und P11 fertig gestellt werden konnten, mussten diese aufgrund der gewölbten Oberfläche abgebrochen werden. In **Abbildung 4.8** (P1, P6, P11) kann man diesen Effekt anhand der abgerundeten Kanten an den Schweißbahnen erkennen. Im Vergleich dazu bildet P4 (niedriger Energieeintrag) scharfe Kanten und eine saubere Kontur aus. Des Weiteren führten die nach oben hin gewölbte Oberflächen zu Prozessinstabilitäten und zu einem Abbruch seitens der Anlage.

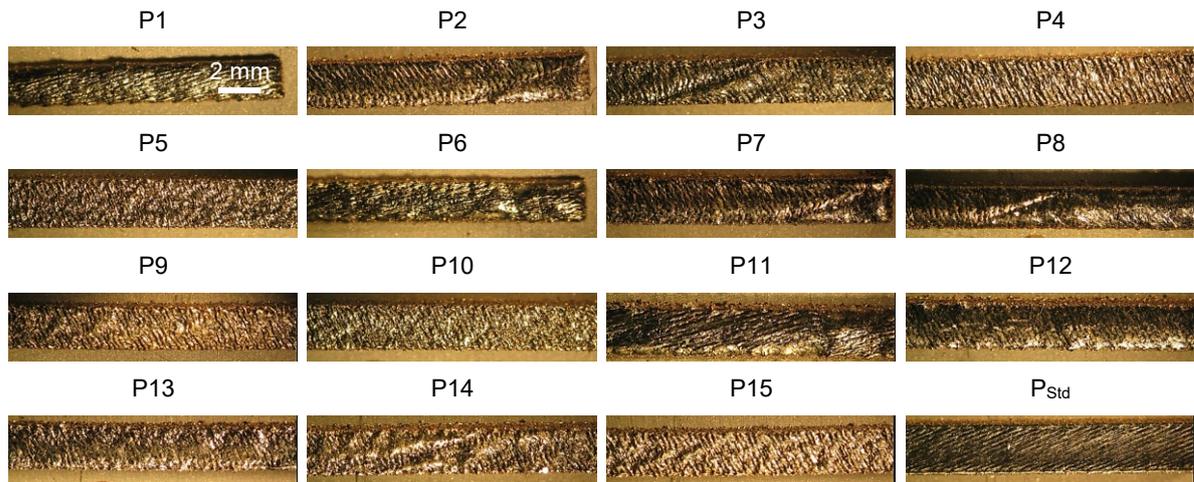


Abbildung 4.8: Schweißbahnen der Charge 2 in der Parameterstudie

In **Abbildung 4.8** sowie **4.9** erkennt man zusätzlich die abgerundeten Kanten von P2, P7, P8, P12 und P13 (Außenkontur). Trotz starker Verfärbung der Schweißbahnen konnten diese fertig gestellt werden, der Bauprozess der Testquader musste jedoch abgebrochen werden. **Abbildung 4.9** zeigt die unterschiedlichen Anlassfarben anhand der Schweißbahnen bzw. Testquader. Alle abgebrochenen Parameter weisen eine starke Verfärbung (blauviolette Anlassfarben) der Schweißbahnen auf. Der hohe Energieeintrag kann zu hohen Eigenspannungen im Bauteil führen, welche das Lösen der Supportstruktur von der Grundplatte bewirken können [76]. Die Bauteileigenschaften können durch das Auftreten von Mikrorissen reduziert werden. Der Farbton wird durch den Energieeintrag in das System bestimmt. Je nach Energieeintrag verändert sich die Farbe der Schweißbahn bzw. des Testquaders (Vergleich von P_{Std} zu P15 in **Abbildung 4.9**). Die Differenz der Linienenergien der beiden Parameter beträgt $\Delta E_L = 0,5 \text{ kJ/m}$.

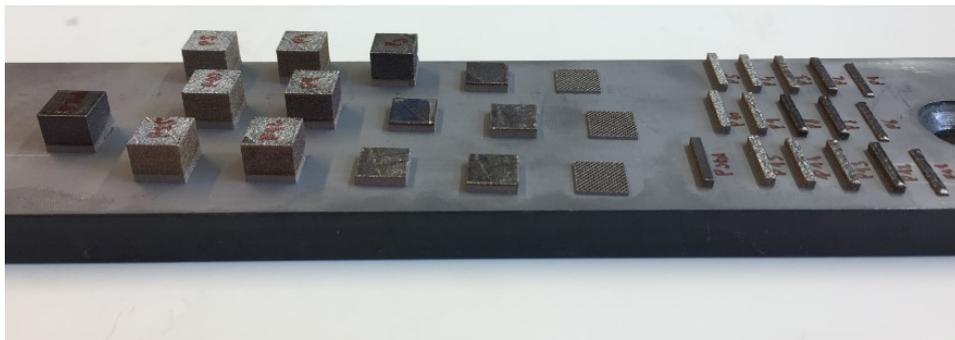


Abbildung 4.9: Schweißbahnen und Testquader der Charge 2

In **Tabelle 4.3** sind die Parametersätze mit den analysierten Dichtewerten aufgelistet.

Tabelle 4.3: Bauteildichtheit der Parametersätze von Charge 2

	P3	P4	P5	P9	P10	P14	P15	P _{Std}
Bauteildichtheit	99,53	99,86	99,87	99,76	99,77	99,77	99,85	99,94
[%]	±0,34	±0,05	±0,05	±0,15	±0,13	±0,09	±0,10	±0,02
E _L [kJ/m]	0,30	0,24	0,20	0,28	0,23	0,30	0,25	0,30

Die Testquader erreichten eine Bauteildichtheit von 99,53-99,94% und liegen damit in einem für den L-PBF-Prozess geeigneten Bereich. Ein eindeutiger Trend hinsichtlich der Bauteildichtheit über Linienenergie ist in **Abbildung 4.10** nicht zu erkennen. Drei Parameter (P3, P14, P_{Std}) besitzen die selbe Linienenergie, ergaben jedoch unterschiedliche Dichtewerte, weshalb eine eindeutige Parameterauswahl bezogen auf die Bauteildichtheit keine Auskunft gab.

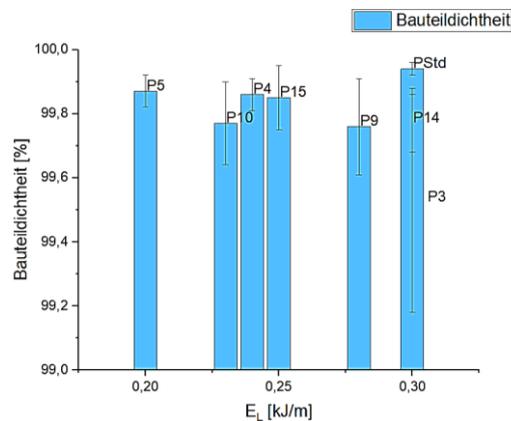


Abbildung 4.10: Bauteildichtheit über Linienenergie Charge 2

Um Zusammenhänge bezüglich Porenform, -größe und -verteilung besser deuten zu können, wurden die Parametersätze in **Abbildung 4.11** geordnet dargestellt und deren Mikrostruktur untersucht. Die berechnete Bauteildichtheit der Parametersätze liegt auf einem nahezu gleich hohen Niveau (99,5-99,94%), der entscheidende Unterschied liegt in der Morphologie der Schlifffbilder.

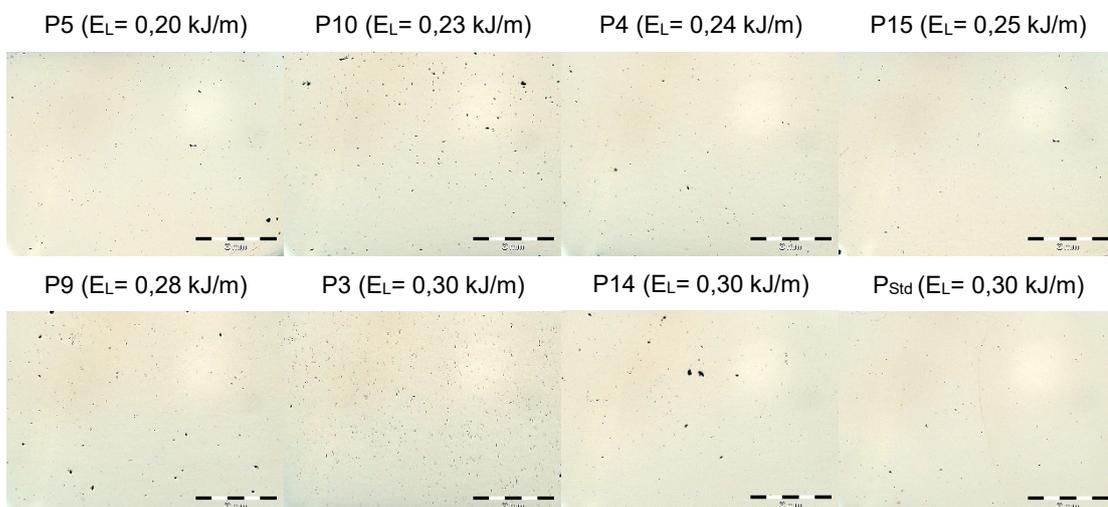


Abbildung 4.11: Porenform, -größe und -verteilung der Parametersätze der Charge 2

Bei der Analyse der Parametersätze traten zwei charakteristische Merkmale auf, einerseits Poren bzw. Bindefehler ($E_L < 0,26$ kJ/m) und andererseits feine Mikrorisse ($E_L > 0,26$ kJ/m). Bei niedrigen Linienenergien (P5, P10, P4, P15) traten vermehrt Poren bzw. Bindefehler auf, während bei hohen Linienenergie (P9, P3, P14) vorwiegend Mikrorisse erschienen. Wie bereits erwähnt, können Mikrorisse durch zu hohen Energieeintrag verursacht werden. Die höchste Dichte mit geringster Anzahl an Mikrorissen bildet der Parameter P_{Std} . Wie in **Abbildung 4.11** gezeigt, weisen P5, P10, P4 und P15 eine sehr ähnliche Porenverteilung und Porengröße auf. Die Poren durchziehen den gesamten Testquader, beeinflussen aber die rel. Dichte der Testquader nur minimal. Die Mikrostruktur dieser Parameter ähneln sich. Das Schlifffbild von P9 ($E_L = 0,28$ kJ/m) zeigt, dass sich vereinzelt Mikrorisse bilden. Neben den Mikrorissen treten Bindefehler auf, weshalb dieser Parameter eine geringe Bauteildichtheit vorweist. P3 besitzt die geringste rel. Dichte aller Parametersätze mit 99,53% und weist eine Vielzahl von Mikrorisse auf. Die Auswertung der verschiedenen Schichten zeigte, dass die Verteilung und Anzahl an Mikrorissen in den Schichten unterschiedlich war. Diese hohe Zahl an Mikrorissen ist für eine reduzierte rel. Dichte verantwortlich. Die verhältnismäßig geringe Dichte von P14 wird ebenso durch das Auftreten von Mikrorissen und vereinzelt Poren verschuldet. Mikrorisse im Gefüge sollten vermieden werden, da diese die Festigkeit negativ beeinflussen.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die Erhöhung des CuCrZr-Gehaltes eine Steigerung der Anzahl an Mikrorissen in der Mikrostruktur (P14, P3, P9) bewirkt. Trotz relativ hoher Dichtewerte sollten Parametersätze, die viele Mikrorisse hervorbringen, vermieden werden. Am günstigsten erwies sich der Standard-Parameter, der aufgrund der hohen Bauteildichtheit von 99,94%, der geringen Standardabweichung der Messwerte und defektfreien Mikrostruktur überzeugte.

4.2.3 Charge 3

In **Abbildung 4.12** sind die Schweißbahnen und Testquader der Charge 3 zu sehen. Zu den Werkstoffeigenschaften von Kupfer gehört zum einen die hochreflektierende Eigenschaft im Infrarot-Bereich (Wellenlänge ≥ 1 μm) sowie die hohe Wärmeleitfähigkeit [74]. Dies führt im Vergleich zu Maraging Stahl zu einer starken Reflexion des Laserstrahles und damit zu einem erhöhten Energieverlust. Diese Annahme kann durch die Prozessstabilität aller Parametersätze nachvollzogen werden, da Schweißbahnen und Testquader mit hohem Energieeintrag erfolgreich gebaut wurden.

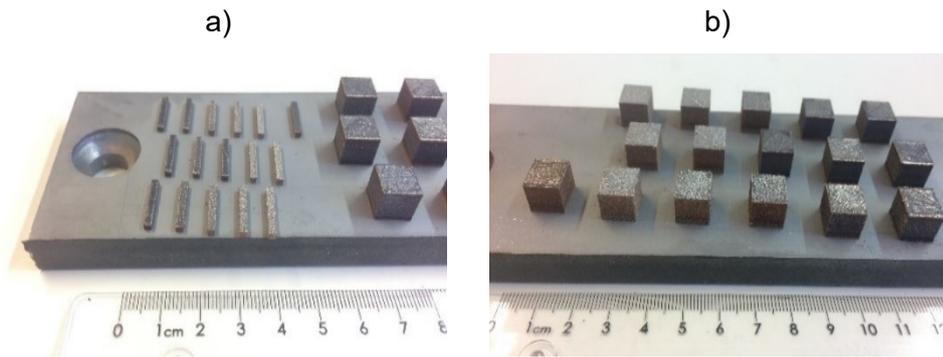


Abbildung 4.12: a) Schweißbahnen und b) Testquader der Charge 3

Anhand der Verfärbung der Oberfläche (Anlassfarben) lassen sich die Energieeinträge der Schweißbahnen (**Abbildung 4.12 a**) und Testquader (**Abbildung 4.12 b**) bestimmen. Trotz sehr hoher Linienenergie von P1, P6 und P11 (0,6-0,74 kJ/m) führte es zu keinem Abbruch. Die in **Abbildung 4.13** abgebildeten Schweißbahnen zeigen den Unterschied von geringem zu hohem Energieeintrag. Die Oberfläche der Schweißbahnen mit geringem Energieeintrag (P5, P10, P15) weisen eine ebene Oberfläche auf, wohingegen Schweißbahnen mit hohem Energieeintrag eine gewölbte Oberfläche aufweisen. Das Aufwölben wird durch Erreichen der minimalen Oberflächenspannung beim Erstarrungsprozess bewirkt. Ist der Energieeintrag hingegen zu gering können keine durchgängigen Schweißbahnen erzeugt werden, dass mitunter zu Bindefehler im Gefüge führt.

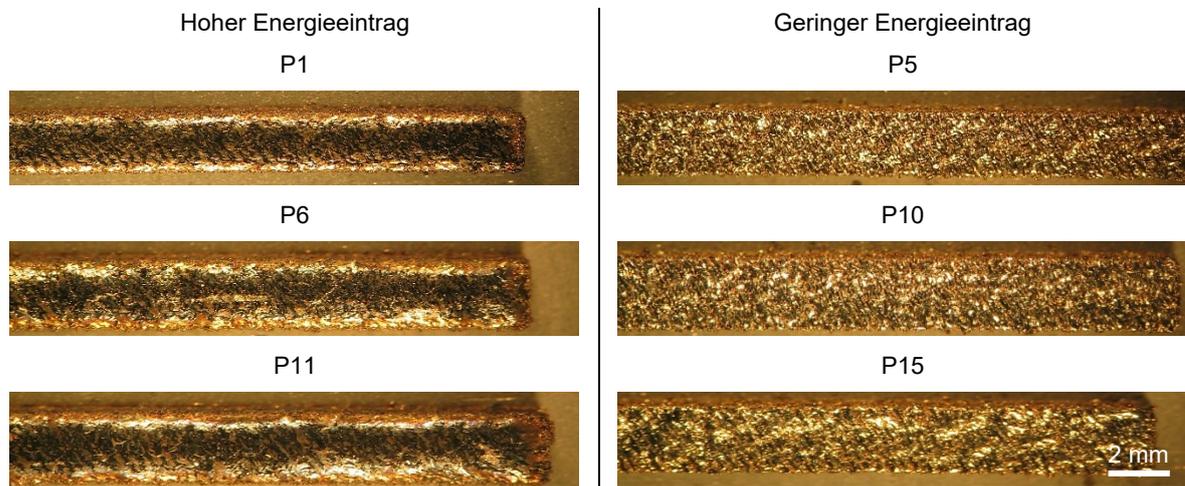


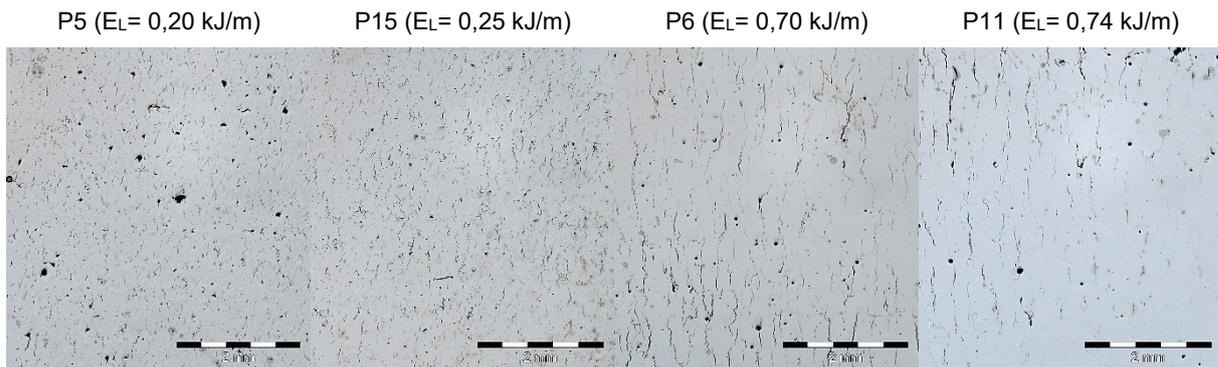
Abbildung 4.13: Vergleich Schweißbahnen mit geringen und hohen Energieeinträgen der Charge 3

Die Analyse der Dichtewerte der Testquader brachte folgende Werte für dichte Bauteile zum Vorschein (siehe **Tabelle 4.4**).

Tabelle 4.4: Bauteildichtheit der Parametersätze von Charge 3

	P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7	P8
Bauteildichtheit	99,88	99,98	99,92	99,93	99,29	99,30	99,96	99,83
[%]	±0,03	±0	±0,07	±0,01	±0,65	±0,73	±0,02	±0,05
E_L [kJ/m]	0,60	0,40	0,30	0,24	0,20	0,70	0,47	0,35
	P9	P10	P11	P12	P13	P14	P15	P _{Std}
Bauteildichtheit	99,74	99,86	99,24	99,94	99,87	99,90	99,07	99,81
[%]	±0,22	±0,04	±0,69	±0,04	±0,05	±0,10	±0,84	±0,13
E_L [kJ/m]	0,28	0,23	0,74	0,49	0,37	0,30	0,25	0,30

Bei Betrachtung der Dichtewerte, konnten P5 mit 99,29%, P6 mit 99,30%, P11 mit 99,24% sowie P15 mit 99,07% Bauteildichtheit durch unterschreiten des Grenzwertes von L-PBF-gefertigte Bauteile (99,5%) nicht in Erwägung gezogen werden. Die Ergebnisse der metallografischen Untersuchung sind in **Abbildung 4.14** dargestellt. Anhand dieser Untersuchung konnte die Ursache für die geringe Bauteildichtheit gefunden werden.

**Abbildung 4.14:** Mikrostruktur von P5, P6, P11 und P15

Durch die Vielzahl an Rissen in der Mikrostruktur wird die Bauteildichte stark reduziert. Die Risse bildeten teilweise Netzwerke aus, wodurch ein dichter Testquader nicht hergestellt werden konnte. Die Höhe des Temperaturgradienten ist entscheidend für das Eigenspannungsverhalten oder für die Ausbildung von Rissen. Kühlt ein Körper unter einem hohen Temperaturgradienten ab, so kommt es zur Bildung von Eigenspannungen. Durch einen lokal begrenzten Wärmeeintrag, der beim L-PBF-Prozess vorliegt, entsteht ein quasistationäres Temperaturfeld. Dabei übt der umliegende kältere Werkstoff einen Widerstand gegen die thermische Kontraktion beim Abkühlen aus. Nach dem Abkühlen des Schmelzbades bleiben thermisch-induzierte Eigenspannungen im Bauteil zurück, die bei Überschreiten eines Grenzwertes zum Verzug oder lokal zur Rissbildung führen können [75]. Der hohe Energieeintrag (hoher Temperaturgradient) kann zu hohen Eigenspannungen im Bauteil führen, welche in weiterer Folge zu Mikrorissen führen können. Die Entwicklung von Eigenspannungen in L-PBF-hergestellten Bauteilen werden von Mercelis und Kruth [76]

behandelt. Im Allgemeinen besteht das Eigenspannungsprofil aus zwei Zonen, den Zugspannungen an der Ober- und Unterseite des Bauteils und Druckspannungen in der dazwischenliegenden Zone. Die wichtigsten Parameter, welche die Größe und Form der Eigenspannungsprofile bestimmen, sind die Materialeigenschaften, die Probengeometrie, die Laserscan-Strategie und die Erwärmungsbedingungen. Auffällig ist, dass die beiden Testquader die sehr große Risse bilden (P6 und P11) einen sehr hohen Energieeintrag vorweisen, das dem genannten Mechanismus der Energieeintrag-Induzierten Rissbildung entspricht, wohingegen P5 und P15, basierend auf den geringeren Energieeinträgen zu geringer Rissbildung neigen. In **Abbildung 4.15** sind die Ergebnisse der metallografischen Analyse zu sehen.

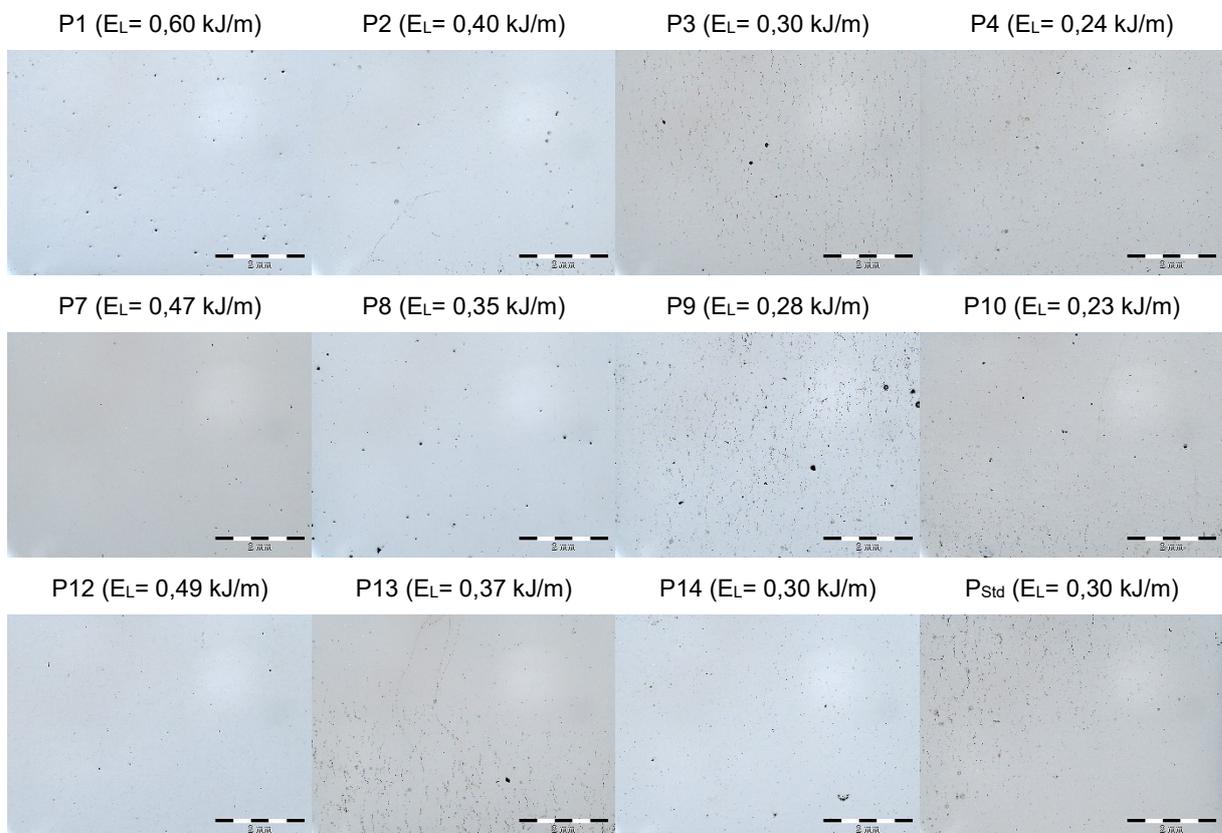


Abbildung 4.15: metallografische Untersuchungen der restlichen Parameter von Charge 3

Aufgrund von diesen Ergebnissen kann kein Trend hinsichtlich der Bauteildichte und der Linienenergie erkannt werden. Bei der Untersuchung von P1 (99,88%) und P2 konnte eine ähnliche Mikrostruktur festgestellt werden. Die beiden Parameter weisen keine Mikrorisse auf, lediglich in der Anzahl und der Größe der Poren unterscheiden sie sich. P2 besitzt die geringere Anzahl an Poren und erzielte aus diesem Grund die höheren Dichtewerte mit 99,98%. Beide Parameter besitzen eine relativ hohe Linienenergie (**Abbildung 4.15**). Trotz der Vielzahl an Mikrorissen weist P3 eine Dichte von 99,92% auf. Die Auswertung der ersten beiden Schlichtbilder zeigte eine hohe Rissanzahl. Die darauffolgenden Schichten wurden

ebenfalls auf Mikrorisse untersucht, jedoch wurden nur vereinzelt solche entdeckt. Auch P4 mit einer Bauteildichtheit von 99,94% zeigt dasselbe Verhalten wie P3. Weder Poren noch Mikrorisse konnten an dem Testquader P7 festgestellt werden und er erreichte die höchste Bauteildichtheit von 99,96%. P8 weist ebenfalls wenig Defekte in Form von Poren oder Mikrorissen auf. Die ersten Schichten von P9 schienen defektfrei zu sein, jedoch konnte in den darauffolgenden Schichten eine Vielzahl von Mikrorissen festgestellt werden, weshalb sich dieser Parameter trotz relativ hoher Bauteildichtheit von 99,76% als ungünstig erwies. Leichte Mikrorisse erkennt man auch bei P10, P12 und P14. P_{Std} und P13 weisen ebenfalls Ähnlichkeiten hinsichtlich der Morphologie der Mikrorisse auf, durchziehen jedoch nicht den gesamten Testquader.

Die Entscheidung fiel auf P7, da mit diesem Parameter einerseits eine hohe Bauteildichtheit erzielt werden konnte und andererseits dieser Parameter der Vermutung entsprach, dass mit höherem Anteil an CuCrZr der Energieeintrag im Pulverbett erhöht werden muss, um dichte und defektfreie Testquader herstellen zu können. Geeignete Parameter konnten des Weiteren in P1, P2, P4 und P8 gefunden werden. Um Prozessinstabilitäten während der Fertigung der Zugprüfkörper zu vermeiden wurden aufgrund des hohen Energieeintrages und der damit einhergehenden Anlassfarbenbildung P1 und P2 als nicht geeignet befunden. Die Entscheidung gegen P4 erfolgte aufgrund feiner Mikrorisse in der Mikrostruktur. Generell konnte eine deutliche Erhöhung der Neigung zur Rissbildung durch zusätzliches Legieren von CuCrZr im Maraging Stahl festgestellt werden. Des Weiteren fand eine Verschiebung des Prozessfensters hin zu höheren Energieeinträgen statt.

4.2.4 Charge 4

In **Abbildung 4.16** ist zu sehen, dass alle Schweißbahnen fertiggestellt werden konnten, die Testquader P1 und P2 mussten allerdings aufgrund des zu hohen Energieeintrages abgebrochen werden, da der Beschichter an die Kanten anfuhr. An den blauvioletten Anlassfarben der Testquader P2, P7, P8, P11 und P12 ist zu erkennen, dass der gewählte Energieeintrag zu hoch war. Das eigenspannungsbedingte Ablösen der Testquader P8 und P11 von der Grundplatte ist ein Ausschlusskriterium für die Parameterwahl. Bei genauer Betrachtung erkennt man ebenfalls das Ablösen der beiden Testquader, P1 und P6.



Abbildung 4.16: a) Schweißbahnen und b) Testquader der Charge 4

Zum Vergleich sind in **Abbildung 4.17** jene Schweißbahnen mit dem höchsten und geringsten Energieeintrag dargestellt. Die Steigerung der Linienenergie von P1 ($E_L=0,60$ kJ/m) auf P2 ($E_L=0,74$ kJ/m) bewirkt eine Zunahme der Instabilitäten seitens des Schmelzbades, wodurch die Kanten der Schweißbahnen nicht konturgerecht abgebildet wurden. Die Oberfläche der Schweißbahnen mit geringem Energieeintrag (P5, P10, P15) weisen eine ebene Oberfläche auf, wohingegen Schweißbahnen mit hohem Energieeintrag viel umliegendes Pulver aufschmelzen und sich die Schweißbahn aufgrund des anstrebenden stabilsten Zustands, dem Erreichen der minimalen Oberflächenspannung, in der Mitte nach oben hin zu wölben beginnt.

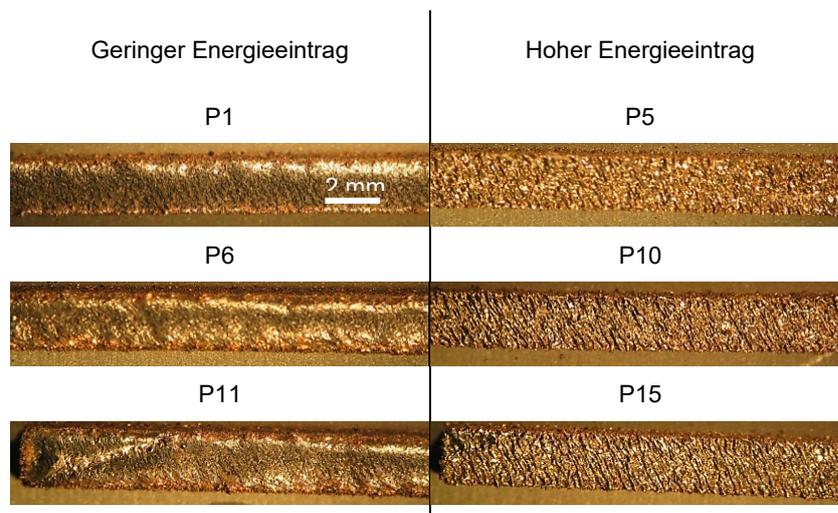


Abbildung 4.17: Vergleich Schweißbahnen mit geringen (P1, P6, P11) und hohen (P5, P10, P15) Energieeinträgen der Charge 4

Die Parametersätze werden laut **Abbildung 4.18 a** in Bauteildichtheit $\leq 99,5\%$ und **4.18 b** in Bauteildichtheit $\geq 99,5\%$ unterteilt. Die geeigneten Parametersätze befinden sich im unteren Bereich der Linienenergie (0,20-0,30 kJ/m).

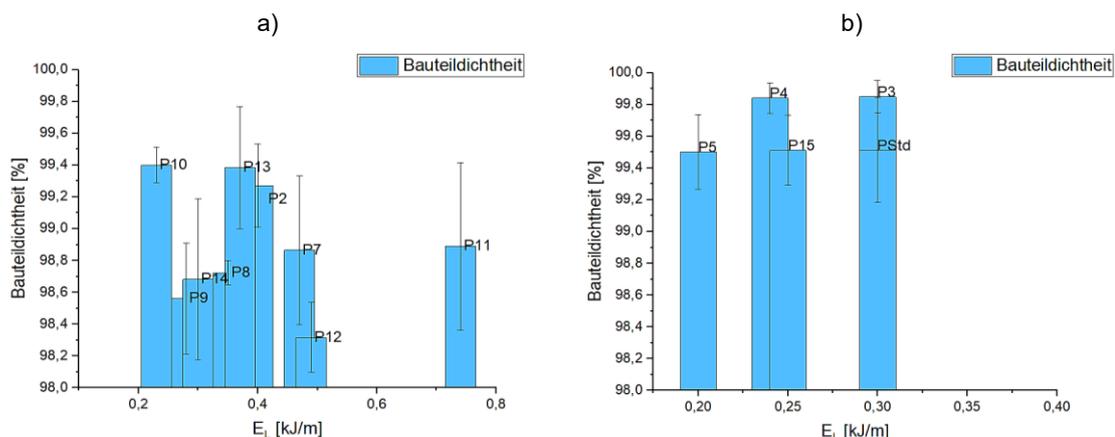


Abbildung 4.18: a) Bauteildichtheit $\leq 99,5\%$ und b) Bauteildichtheit $\geq 99,5\%$

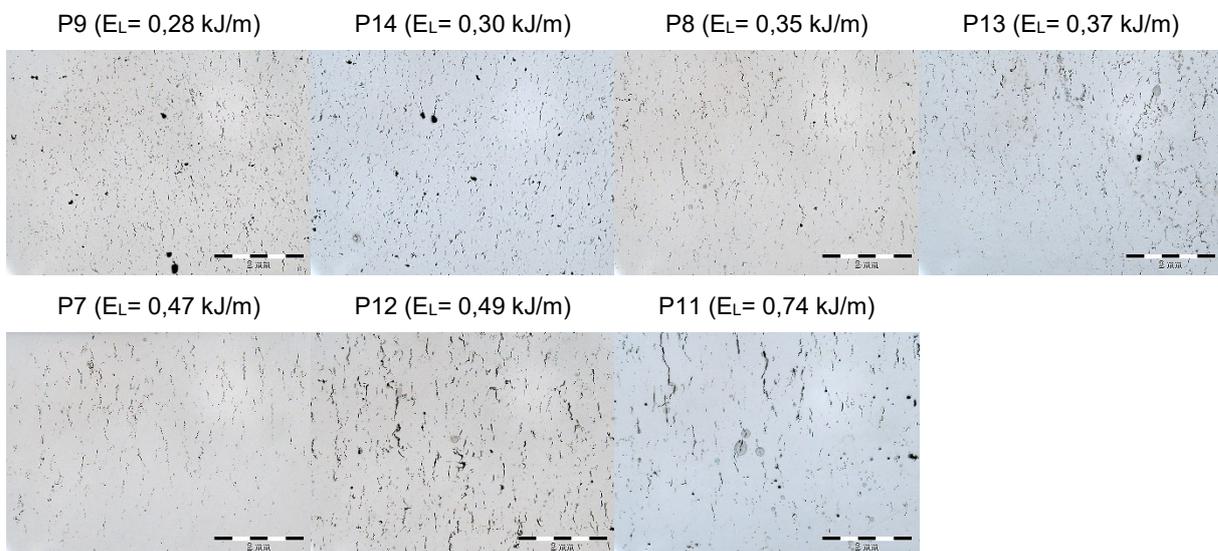
Die Parameter, an denen eine metallografische Untersuchung vorgenommen wurde, sind in **Tabelle 4.5** aufgelistet.

Tabelle 4.5: Bauteildichtheit der Parametersätze von Charge 4

	P2	P3	P4	P5	P7	P8	P9
Bauteildichtheit	99,27	99,85	99,84	99,50	98,87	98,72	98,56
[%]	±0,26	±0,10	±0,09	±0,23	±0,73	±0,08	±0,35
EL [kJ/m]	0,40	0,30	0,24	0,20	0,70	0,47	0,35
	P10	P11	P12	P13	P14	P15	P _{Std}
Bauteildichtheit	99,40	98,89	98,32	99,38	98,68	99,51	99,51
[%]	±0,11	±0,53	±0,22	±0,38	±0,50	±0,22	±0,33
EL [kJ/m]	0,23	0,74	0,49	0,37	0,30	0,25	0,30

Tabelle 4.5 zeigt, dass mit P3 der dichteste Testquader mit 99,85% hergestellt werden konnte. P2 mit 99,77% Dichte liegt ebenfalls in einem geeigneten Bereich. Die übrigen Testquader besitzen eine Bauteildichtheit von 99,5%. Die Parametersätze werden hinsichtlich ihrer auftretenden Defekte in folgende Gruppen unterteilt:

1. Große und viele Risse durchziehen den gesamten Testquader (**Abbildung 4.19**)
2. Viele feine Risse durchziehen den Testquader (**Abbildung 4.20**)
3. Mikrorisse im Testquader (**Abbildung 4.20**)
4. Auftreten von Poren und Mikrorisse (**Abbildung 4.21**)

**Abbildung 4.19:** Parametersätze, die zu großen Rissen neigen

Die in **Abbildung 4.19** dargestellten Parametersätze sind nach steigendem Energieeintrag geordnet. Die Größe und Anzahl der Risse in den Testquadern nimmt mit steigendem Energieeintrag zu. Die Risse bilden ein Netzwerk, welches sich ausschließlich in der Rissgröße unterscheidet. Der geringere Energieeintrag in P9 bewirkt ein feineres Rissnetzwerk. Diese Vielzahl an Rissen, welche durch den gesamten Testquader verlaufen, senken die Bauteildichtheit, sodass sich Dichtheitswerte unter 99% ergeben.

Der Standard-Parameter erreicht eine Bauteildichtheit von 99,53%, wird jedoch durch die große Anzahl an Rissen nicht für weitere Tests verwendet (siehe **Abbildung 4.20**). Die große Streuung der Dichtewerte deutet auf eine heterogene Rissverteilung in den unterschiedlichen Schichten hin.

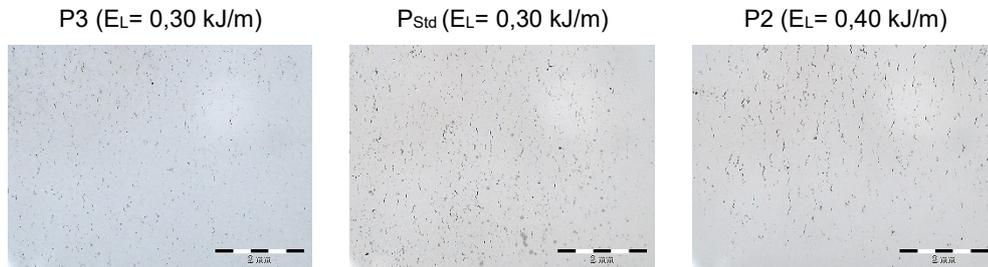


Abbildung 4.20: Parametersätze die ein feines Rissnetzwerk ausbilden

In P3 konnte ein ähnliches Verhalten festgestellt werden. P3 besitzt die höchste Bauteildichtheit von 99,85%, wird jedoch in den ersten beiden Schichten von Mikrorissen durchzogen. P2 wird von feinen Rissen durchzogen (siehe **Abbildung 4.20**). Jene Parametersätze mit den geringsten Energieeinträgen (P5, P10, P15) heben sich von den anderen Proben vor allem durch Auftreten von Poren bzw. Bindefehler ab (**Abbildung 4.21**). Diese Art von Defekten ist charakteristisch für einen niedrigen Energieeintrag. Des Weiteren treten feine Mikrorisse auf, welche im gesamten Testquader verteilt sind. Alle drei Parametersätze besitzen ähnliche Bauteildichtheiten von 99,5%.

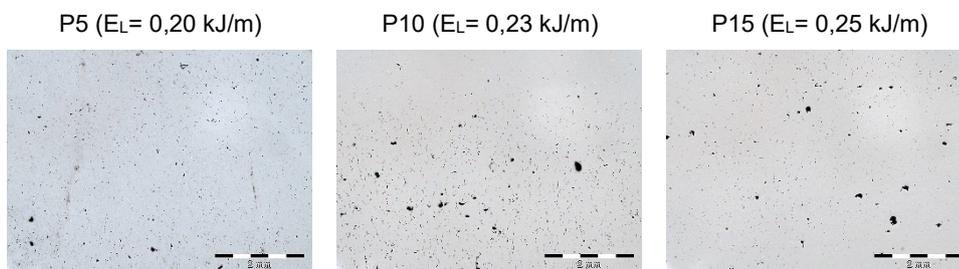


Abbildung 4.21: Auftreten von Poren und Mikrorissen in der Mikrostruktur

P4 lieferte nahezu poren- und rissfreie Testquader (**Abbildung 4.22**) mit einer Bauteildichtheit von 99,84%. Nebenbei, weist dieser Testquader geringe Poren, Bindefehler und Mikrorisse auf, weshalb er als Parametersatz zur Herstellung von Zugproben verwendet wurde.

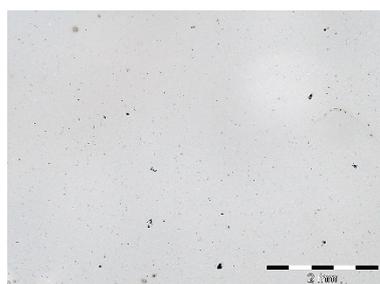


Abbildung 4.22: Mikrostruktur des verwendeten Parameters (P4)

Allgemein wird mit zunehmendem CuCrZr-Gehalt in der Stahlmatrix das Prozessfenster für dichte, defektfreie Bauteile kleiner. In Charge 3 und 4 konnte die Rissbildung in nahezu allen Proben beobachtet werden. Mit steigendem Energieeintrag nehmen die Risse an Anzahl und Größe zu. Das zeigt, dass die Rissbildung durch Eigenspannungen induziert wird, welche sich durch hohe Temperaturgradienten bilden.

4.3 Charakterisierung

4.3.1 Mikrostruktur

Um eine quantitative Abschätzung des Porenanteils bzw. Rissanteils in den additiv gefertigten Zugprüfkörpern feststellen zu können, wurden Zugprüfkörper im as-built- und WB-Zustand hinsichtlich ihrer Morphologie untersucht. Die in **Abbildung 4.23** dargestellten Schliiffbilder, zeigen die Mikrostruktur und dienen zur Charakterisierung der Defekte in den Chargen. Es ist festzuhalten, dass die WB keinen Einfluss auf Defekte, welche sich durch den L-PBF-Prozess gebildet haben, hat. Durch die WB werden weder Poren, Bindefehler oder Mikrorisse gebildet noch geschlossen, sie dient ausschließlich zum Erzielen spezieller Werkstoffeigenschaften. Die Gegenüberstellung soll einerseits zeigen, dass die WB keinen Einfluss auf die Defekte hat, andererseits sollen die Charakteristiken der Mikrostruktur vor und nach der WB verglichen werden.

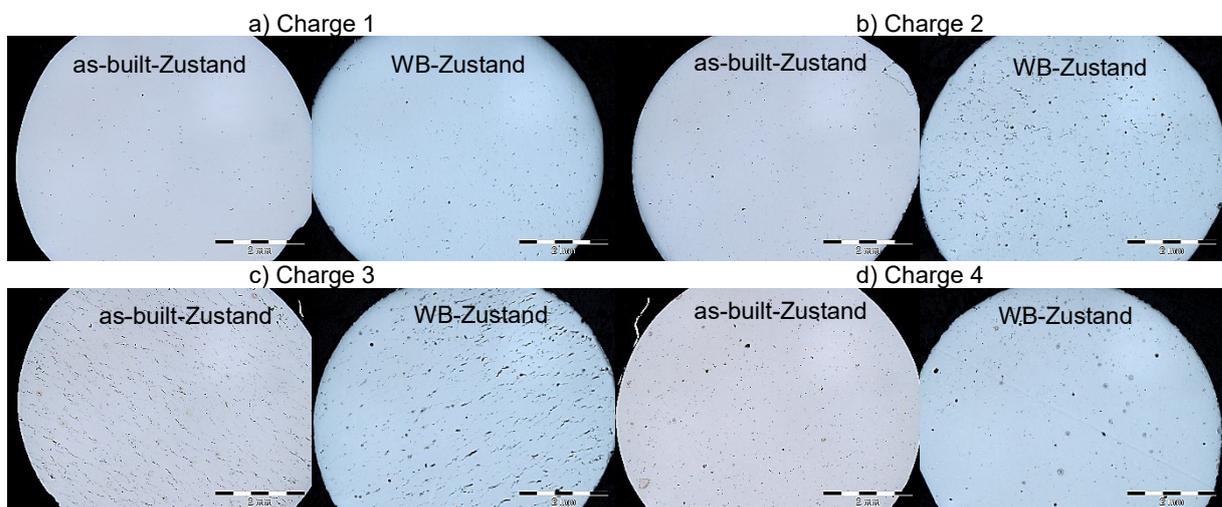


Abbildung 4.23: Charakterisierung der Mikrostruktur von Charge 1-4, Gegenüberstellung as-built- und WB-Zustand

Die Charakterisierung der Mikrostruktur erfolgt in Art, Verteilung und Häufigkeit der auftretenden Defekte. Die Defekte sind in Poren bzw. Bindefehler, Mikrorisse und Risse zu unterteilen. Die Anzahl an Mikrorissen in Charge 1 (siehe **Abbildung 4.23 a**) ist gering, ein Auftreten von Poren und Bindefehler ist zu verzeichnen. Beide Zustände (as-built und WB) weisen die gleiche Art an Defekte auf. Charge 2 besitzt eine hohe Anzahl an Defekten, mit

Poren, Bindefehler und Mikrorisse, welche in **Abbildung 4.23 b** dargestellt sind. Beim Großteil handelt es sich um Mikrorisse. Es ist zu vermerken, dass sich Mikrorisse ungünstig auf mechanische Eigenschaften wie die Zugfestigkeit auswirken. Generell sind Poren bzw. Bindefehler, den Mikrorissen vorzuziehen. Die häufigste auftretende Defektart in Charge 3 im as-built- und WB-Zustand sind Mikrorisse und Risse welche sich wie ein Netzwerk durch den gesamten Körper ziehen (siehe **Abbildung 4.23 c**), mit Risslängen von bis zu 0,5mm. Beide Zustände ähneln einander stark und weisen dieselbe charakteristische Mikrostruktur auf. Die ungünstigste Art an Defekten sind Risse, welche durch den hohen Energieeintrag geschuldet sind. Der hohe Energieeintrag führt zu hohen Eigenspannungen im Bauteil, welche in weiterer Folge zu Mikrorissen und Rissen führen. Die Entwicklung von Eigenspannungen in L-PBF-hergestellten Bauteilen werden u.a. von Mercelis und Kruth [76] behandelt. In Charge 4 konnten hauptsächlich Poren bzw. Bindefehler und vereinzelt Mikrorisse identifiziert werden, welche in **Abbildung 4.23 d** dargestellt sind. Der niedrige Energieeintrag zeigt eine positive Auswirkung auf die Defektbildung, da Anzahl und Größe von Rissen verringert werden konnten.

Der Einfluss der Mikrostruktur auf die Bauteildichtheit der Zugprüfkörper ist in **Tabelle 4.6** dargestellt. Dabei werden die anfänglich ermittelten Dichtewerte aus der Parameterstudie mit den der Zugprüfkörper im WB-Zustand verglichen.

Tabelle 4.6: Vergleich der Bauteildichtheit aus der Parameterstudie mit der Bauteildichtheit aus der Charakterisierung der Mikrostruktur

Bauteildichtheit	Charge 1	Charge 2	Charge 3	Charge 4
Parameterstudie [%]	99,85 ±0,11	99,94 ±0,02	99,96 ±0,02	99,84 ±0,09
Zugprüfkörper [%]	99,63 ±0,17	99,16 ±0,20	98,58 ±0,48	99,73 ±0,08

Das vermehrte Auftreten von Defekten (vor allem Mikrorissen und Rissen) hatte zum Teil einen signifikanten Einfluss auf die Bauteildichtheit. Bei den Defekten in Charge 1 handelt es sich um Mikrorisse, Poren und Bindefehler, weshalb sich keine größeren Differenzen bezüglich der Bauteildichtheit in der Parameterstudie mit 99,85% und der Zugprüfkörper mit 99,63% (siehe **Tabelle 4.6**) ergaben. In Charge 2 wurden Unterschiede der beiden Mikrostrukturen festgestellt. Während der Parameterstudie konnten kaum Poren bzw. Mikrorisse entdeckt werden. Das Schlibbild der Zugprüfkörper zeigte, dass dieser jedoch mit Mikrorissen durchzogen war und aufgrund dessen, die Bauteildichtheit auf 99,16%. Charge 3 weist die größte Differenz bezüglich der Bauteildichtheit aus der Parameterauswahl und der Zugprüfkörper auf. Die Analyse des Zugprüfkörpers zeigte, dass Netzwerke aus größeren zusammenhängenden Rissen gebildet wurden, wodurch die Dichte auf 98,58% abgefallen ist. Die Untersuchung bezüglich der Morphologie der Charge 4 zeigte, dass aufgrund der niedrigen Anzahl von Defekten die Dichte auf einem ähnlich hohem Niveau geblieben ist.

Vereinzelt konnten Mikrorisse, Poren und Bindefehler festgestellt werden, was das Absinken der Bauteildichtheit von 99,84% auf 99,73% zur Folge hatte. Der Vergleich der Bauteildichtheit aus der Parameterstudie und der Zugprüfkörper im WB-Zustand (siehe **Tabelle 4.6**) ist in **Abbildung 4.24** grafisch dargestellt.

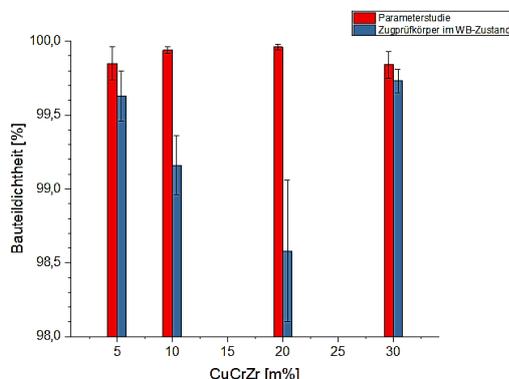


Abbildung 4.24: Vergleich Bauteildichtheit aus Parameterstudie und Zugprüfkörper (WB-Zustand)

Während in der Parameterstudie kaum Defekte (Poren, Bindefehler) zu verzeichnen waren, so erhöhte sich diese in den Zugprüfkörpern. Die Morphologie der Mikrostruktur hat einen wesentlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von L-PBF. Generell lässt sich sagen, dass Bauteile mit höherem Anteil an Poren, den Mikrorissen bzw. Rissen zu bevorzugen sind. Das Prozessfenster sollte so gewählt werden, dass mit steigendem CuCrZr-Gehalt der Rissanteil vermindert wird. Neben der Art der Defekte spielt die Bauteildichtheit, welche in weiterer Folge den Nennquerschnitt beeinflusst, eine Rolle. Des Weiteren kommt es zu Spannungskonzentrationen an Risspitzen, welche zu einem frühzeitigen Versagen des Bauteiles. Während in Charge 1 und 2 geringe Abnahmen der Bauteildichtheit beobachtet werden konnten, so konnten signifikante Abweichungen an Charge 3 und 4 gemessen werden. Welche Auswirkung die Art der Defekte auf Härte, Festigkeit und thermische Wärmeleitfähigkeit hat, wird in den folgenden Punkten behandelt.

4.3.2 Zugversuch

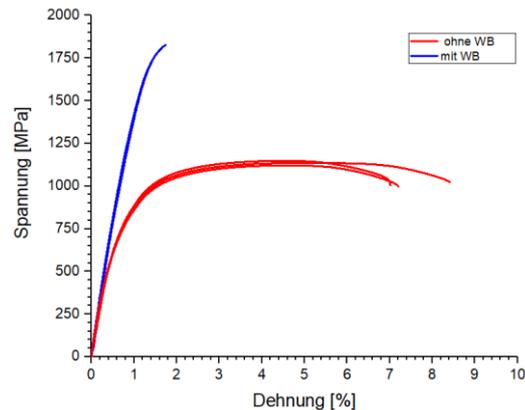
Charge 1

Tabelle 4.7 beinhaltet die ermittelten Kennwerte, die während des Zugversuches der Charge 1 aufgezeichnet wurden. Zu den gemessenen Kennwerten gehört der E-Modul, die Dehngrenze ($R_{p0,2}$), die Zugfestigkeit (R_m) und die Gleichmaßdehnung (A_g). Die Kennwerte der **Tabelle 4.7** zeigen, dass eine Steigerung der Zugfestigkeit in Folge der Wärmebehandlung von 61% erzielt werden konnte. Auch die Dehngrenze $R_{p0,2}$ konnte durch die Wärmebehandlung von 710 auf 1663 MP gesteigert werden.

Tabelle 4.7: Auswertung der Kennwerte von Charge 1 ohne WB und mit WB

Charge 1	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]
as-built	163 ±37	710 ±64	1135 ±14	4,74 ±0,28
mit WB	147 ±1	1663 ±1	1829 ±4	0,54 ±0,03

In **Abbildung 4.25** sind die Spannungs-Dehnungslinien im as-built- und WB-Zustand dargestellt. Dabei zeigen die Kurven der nicht wärmebehandelten und wärmebehandelten Zugprüfkörper im Vergleich untereinander minimale Abweichungen.

**Abbildung 4.25:** Spannungs-Dehnungsdiagramm Charge 1 mit und ohne WB

Die Spannungs-Dehnungslinien im as-built- und WB-Zustand weisen unterschiedliche charakteristische Merkmale hinsichtlich dem Kurvenverlauf auf. Im as-built-Zustand, beginnt bei Erreichen der Zugfestigkeit sich das Material lokal zu verjüngen. Das Einschnüren und der damit verbundene Verlust in der Materialdicke, führt zu einer geometrischen Entfestigung des Materials und schlussendlich zum Bruch [77]. Dieser ausgeprägte Einschnürungsbereich kann an den gefertigten Zugprüfkörpern der Charge 1 im as-built-Zustand beobachtet werden. Es zeigt sich, dass die WB einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes hat. Die Zugprüfkörper mit WB besitzen keinen Einschnürungsbereich und versagen bei Erreichen der maximalen Spannung. Sie besitzen im Vergleich zum L-PBF hergestellten Zustand zwar eine hohe Zugfestigkeit, jedoch eine geringe Dehnfähigkeit (Bruchdehnung). Werkstoffe die nur gering oder gar nicht plastisch verformbar sind, bevor der Bruch eintritt, werden als spröd bezeichnet. Dem Verlauf der Spannungs-Dehnungskurven in **Abbildung 4.25** zufolge zeigen die Zugprüfkörper im as-built-Zustand, ein duktileres Verhalten (hohe plastische Verformbarkeit) und die Zugprüfkörper mit WB ein sprödes Verhalten (geringe plastische Verformbarkeit).

Beide Verhalten weisen unterschiedliche charakteristische Merkmale hinsichtlich ihrer Bruchfläche auf. Der Bruch wird als irreversible Trennung der interatomaren Bindungen im Bruchquerschnitt bezeichnet. Es gibt drei Arten des Bruches [78]:

- Spröbruch: Die Normalspannung bewirken eine transkristalline Trennung, wobei die Bruchflächen senkrecht zur Hauptbeanspruchungsrichtung verlaufen.
- Duktilbruch: Schubspannungen verursachen ein Abgleiten entlang der Gleitebene. Die Bruchflächen verlaufen in Richtung der maximalen Schubspannung (45° zur Hauptbeanspruchungsrichtung).
- Mischbruch: Duktilbruch mit unterschiedlich stark ausgeprägter Restbruchfläche in Form von Sprödrüchen.

Zum Vergleich sind in **Abbildung 4.26** die Bruchflächen der Zugprüfkörper im as-built (**a**) und im WB-Zustand (**b**) dargestellt.

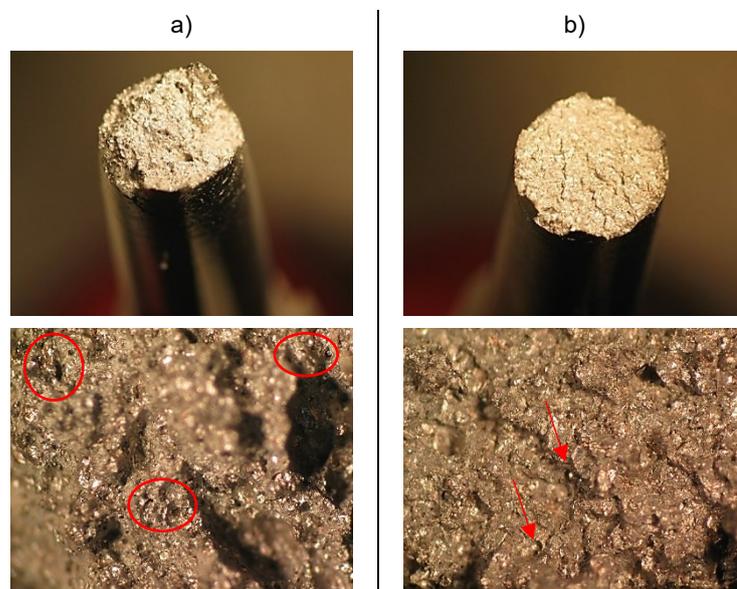


Abbildung 4.26: Vergleich der Bruchflächen von den Zugprüfkörpern a) ohne WB, b) mit WB der Charge 1

In **Abbildung 4.26 b** ist ein Spröbruch dargestellt. Die Bruchfläche ist senkrecht zur Beanspruchungsrichtung und der Bruch findet ohne wesentliche plastische Verformung statt. Der Vergleich der Bruchflächen zeigt, dass **Abbildung 4.26 a** einen geringeren Bruchflächenquerschnitt aufgrund der Verjüngung (Einschnürung) als die WB-Probe besitzt **Abbildung 4.26 b**. Die Einschnürung bekräftigt die bereits angedeutete Vermutung, dass es sich hierbei um ein duktileres Verhalten handelt. Ein weiteres Merkmal ist die zerklüftete Oberfläche, welche durch das Abgleiten entlang der Gleitebenen unter der max. Schubspannung (45° zur Hauptbeanspruchungsrichtung) verursacht wurde. Dadurch entsteht eine zerfurchte Oberfläche. Charakteristisch für einen duktilen Bruch, ist die Ausbildung von Scherwaben, welche in **Abbildung 4.26 a**, durch die Vergrößerung andeutungsweise zu

sehen sind. Durch das duktile Verhalten des nicht wärmebehandelten Zugprüfkörpers sind eine Vielzahl von Waben in der Bruchfläche zu sehen. Vereinzelt konnten die Waben auch in der Bruchfläche der wärmebehandelten Probe entdeckt werden, jedoch ist deren Anzahl im Vergleich zum Sprödbruch gering. Die Waben sind mittels roten Markierungen gekennzeichnet.

Charge 2

In **Tabelle 4.8** sind die Ergebnisse der Zugversuche mit der Standardabweichung dargestellt.

Tabelle 4.8: Auswertung der Kennwerte von Charge 2 im as-built-Zustand und mit WB

Charge 2	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]
as-built	120 ±18	388 ±6	596 ±11	11,52 ±0,74
mit WB	140 ±26	435 ±12	701 ±45	10,82 ±0,87

Im as-built-Zustand wurde eine Zugfestigkeit von 596 MPa gemessen. Die anschließende WB bewirkte eine Steigerung auf R_m= 701MPa. Auch R_{p0,2}= 388MPa konnte durch die Wärmebehandlung gesteigert werden. In **Abbildung 4.27** sind die Spannungs-Dehnungslinien im as-built- und WB-Zustand dargestellt.

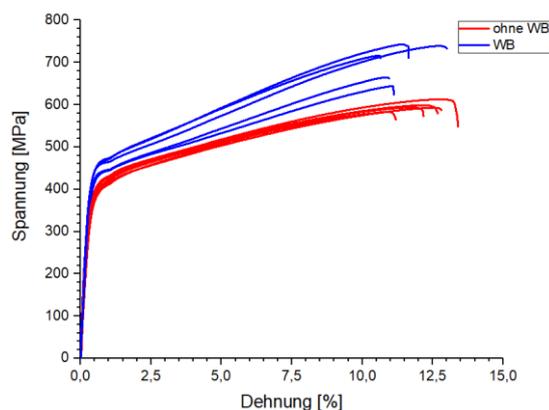


Abbildung 4.27: Spannungs-Dehnungsdiagramm Charge 2 mit und ohne WB

Die Spannungs-Dehnungslinien verlaufen ähnlich, ausschließlich in der Höhe der Zugfestigkeit unterscheiden sie sich. Dabei zeigen die Kurven untereinander geringe Abweichungen, insbesondere im Bereich der rein elastischen Verformung (Hooksche Gerade). Beide Verläufe zeigen keinen ausgeprägten Einschnürungsbereich, stattdessen tritt ein abruptes Versagen nach dem Erreichen der Maximalspannung ein. Die Analyse zeigte, dass Charge 2 eine geringe relative Bauteildichte besitzt (99,16%). Diese resultiert aus Bindefehler und Mikrorissen in der Mikrostruktur. Durch die Anzahl an Defekten verändert sich die Rissausbildung signifikant, dass zu einem frühzeitigen Versagen führt. Es wurden Gleichmaß- / Bruchdehnungen im as-built-Zustand von 11,5% und im WB-Zustand von 10,8% gemessen. Große Gleichmaßdehnungen bedeuten, dass sich der Zugprüfkörper während der Belastung

gleichmäßig dehnte, jedoch keine Verjüngung des Ausgangsquerschnitts stattfand. Zum Vergleich sind in **Abbildung 4.28** die Bruchflächen der Zugprüfkörper im as-built- (a) und im WB-Zustand (b) dargestellt.

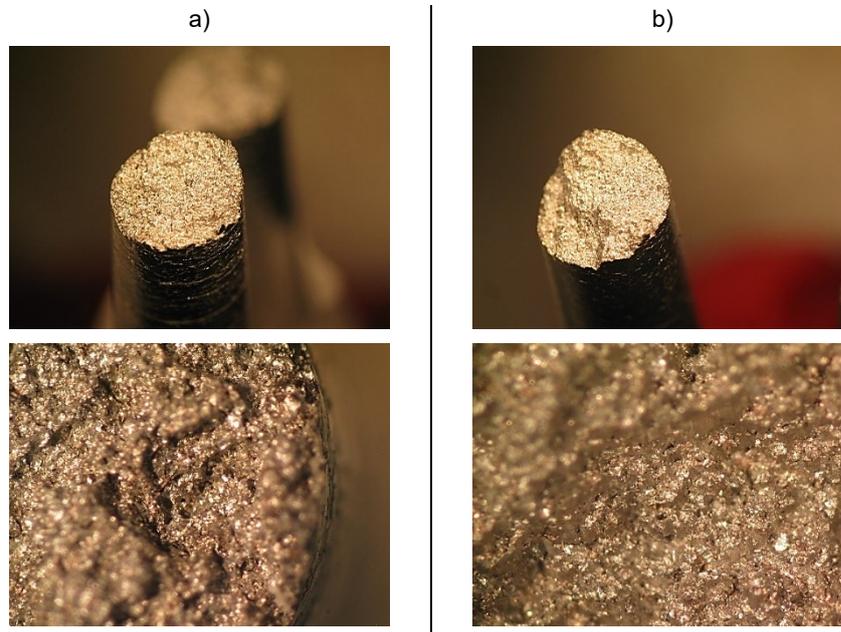


Abbildung 4.28: Vergleich der Bruchflächen von den Zugprüfkörpern a) ohne WB, b) mit WB der Charge 2

Beide Bruchflächen unterscheiden sich hinsichtlich ihrer Bruchoberfläche minimal. Eine Verjüngung des Querschnittes ist nicht zu erkennen. In der vergrößerten Bruchoberfläche kann man vereinzelt Scherwaben (siehe **Abbildung 4.28 a**) erkennen, dass auf eine plastische Verformung vor Bruch hindeutet.

Charge 3

Charge 3 erreichte aufgrund der hohen Anzahl an Rissen in der Mikrostruktur die geringsten mechanischen Kennwerte, welche in **Tabelle 4.9** aufgelistet sind.

Tabelle 4.9: Auswertung der Kennwerte von Charge 3 ohne WB und mit WB

Charge 3	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]
as-built	26 ±4	67 ±6	118 ±6	1,27 ±0,16
mit WB	40 ±28	89 ±4	131 ±9	1,16 ±0,12

Durch die Netzwerke aus Rissen, die in **Abbildung 4.23 c** nachgewiesen wurden, sinkt der E-Modul auf 40 GPa herab. Zum Vergleich besitzt Aluminium einen E-Modul von 72 GPa und reines Kupfer 115 GPa [79]. Eine Belastung mit der Höchstzugkraft ergab eine Zugfestigkeit $R_m = 118\text{MPa}$ im as-built-Zustand und $R_m = 131\text{MPa}$ nach der WB. Die Streckgrenze von $R_{p0,2} = 67\text{MPa}$ konnte mit anschließender WB auf $R_{p0,2} = 89\text{MPa}$ gesteigert werden. Die geringen Festigkeitswerte und gleichzeitig geringen Dehngrenzwerte deuten auf eine geschädigte

Mikrostruktur hin. Die in **Abbildung 4.29** dargestellten Spannungs-Dehnungsverläufe zeigen den as-built-Zustand und den WB-Zustand.

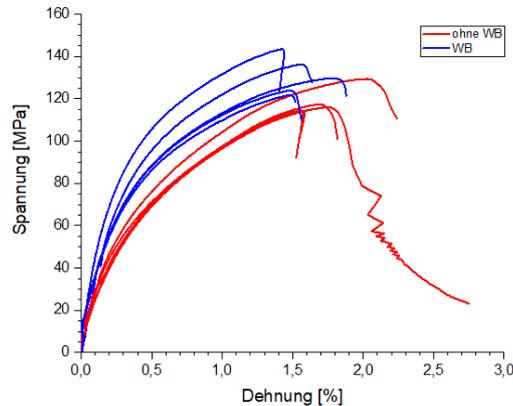


Abbildung 4.29: Spannungs-Dehnungsdiagramm Charge 3 mit und ohne WB

Beim Erreichen der Höchstzugkraft beginnen die Zugprüfkörper zu versagen und es kommt zu keinem ausgeprägten Einschnürungsbereich. Die Kurven unterscheiden sich in ihrer Zugfestigkeit untereinander. Durch eine ungeeignete Wahl des Parameters konnte keine verbesserte Werkstoffeigenschaft der Charge 3 mit zunehmendem Gehalt an CuCrZr bewirkt werden. Stattdessen wurden die negativen Auswirkungen von Rissnetzwerken auf die Bauteilfestigkeit belegt. Mit diesem Parameter wurde eine rel. Dichte von 98,58% erreicht mit Rissen in der Mikrostruktur mit einer Länge von 0,5-1mm. Ausgehend von Defekten (Poren, Bindefehler, Mikrorissen, Inhomogenitäten) im Werkstoff kann das Risswachstum begünstigt bzw. die Rissbildung eingeleitet werden. Mikrorissen können sich bis in den Makrobereich vergrößern (stabiles Risswachstum) und schließlich einen spröden Bruch herbeiführen [80]. Im Kerbgrund von Poren bzw. Bindefehler entstehen durch die Kraftumlenkung hohe Kerbspannungen. Bei einem Riss ist aufgrund des noch geringeren Kerbradius die Kraftflussumlenkung noch ausgeprägter und die Kerbwirkung wird dementsprechend höher, weshalb die Spannungserhöhung maßgeblich von der Geometrie der Kerbe beeinflusst wird [81]. Des Weiteren spielt die Beanspruchung von rissbehafteten Bauteilen eine Rolle, wo zwischen verschiedenen Rissöffnungsmodi unterschieden wird [82]. Dass Risse in der Mikrostruktur einen signifikanten Einfluss auf die Bauteilfestigkeit haben, wurde u. a. von S. Sähn et al. [83] nachgewiesen. Zum Vergleich sind in **Abbildung 4.30** die Bruchflächen der Zugprüfkörper im as-built (**a**) und im WB-Zustand (**b**) dargestellt.

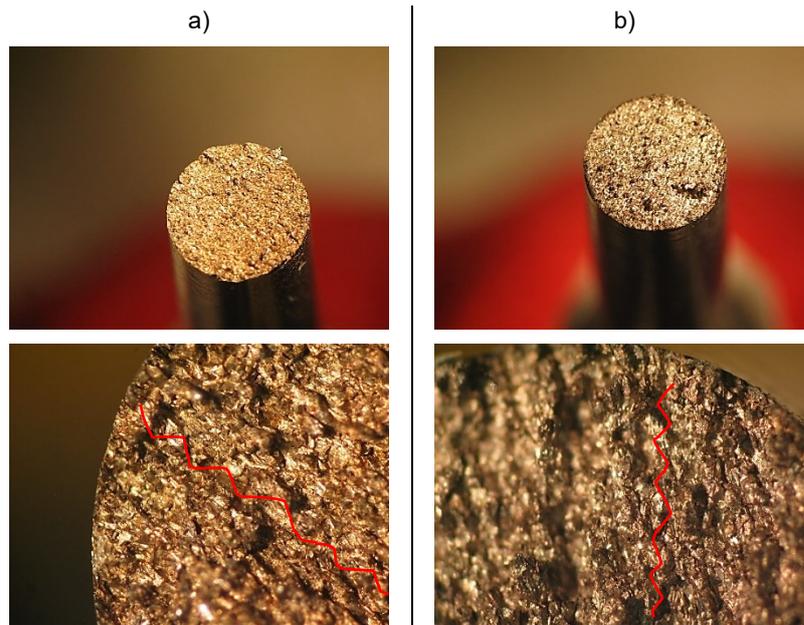


Abbildung 4.30: Vergleich der Bruchflächen von den Zugprüfkörpern a) ohne WB, b) mit WB der Charge 3

Durch das Anlegen der Prüfkraft wachsen jene Risse, die durch den L-PBF-Prozess entstanden sind, entlang der Rissspitze aus. Die Rissspitze fungiert als scharfe Kerbe, die wiederum den Rissfortschritt und -wachstum im Material begünstigt. Eine Vorzugsrichtung der Rissausbreitung ist in **Abbildung 4.30 a** und **b** zu erkennen, welche einen gezackten Verlauf besitzt. Aufgrund der parallel zur Baurichtung ausgerichteten Risse, die in der Parameterstudie beobachtet wurden, kann auf eine Rissausbreitung mit Vorzugsrichtung geschlossen werden.

Charge 4

In **Tabelle 4.10** sind die mechanischen Kennwerte der Charge 4 mit dem höchsten CuCrZr-Gehalt dargestellt.

Tabelle 4.10: Auswertung der Kennwerte von Charge 4 ohne WB und mit WB

Charge 4	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	Ag [%]
as-built	103 ±10	443 ±19	485 ±13	1,29 ±0,24
mit WB	115 ±6	461 ±6	509 ±4	1,43 ±0,15

Die Kurve im as-built-Zustand und im WB-Zustand zeigen geringe Unterschiede in ihrem Verlauf mit ähnlichen mechanischen Kennwerten. **Abbildung 4.31** zeigt die Spannungs-Dehnungsverläufe im as-built- und WB-Zustand.

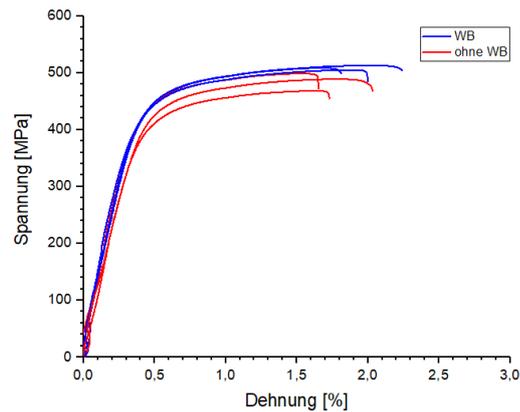


Abbildung 4.31: Spannungs-Dehnungsdiagramm Charge 4 mit und ohne WB

Die Kennlinien zeigen, dass diese Legierung keinen signifikanten Einschnürungsbereich besitzt, weshalb der Bruch unmittelbar nach Erreichen der Höchstzugkraft eintritt. Die geringe Gleichmaß- bzw. Bruchdehnung deuten auf ein geringes plastisches Formänderungsvermögen hin während hin. Die Kennlinien ähneln aufgrund der geringen Dehnung einem vorwiegend spröden Verhalten. **Abbildung 4.32** zeigt die Bruchoberfläche der Zugprüfkörper ohne WB (a) und mit WB (b).

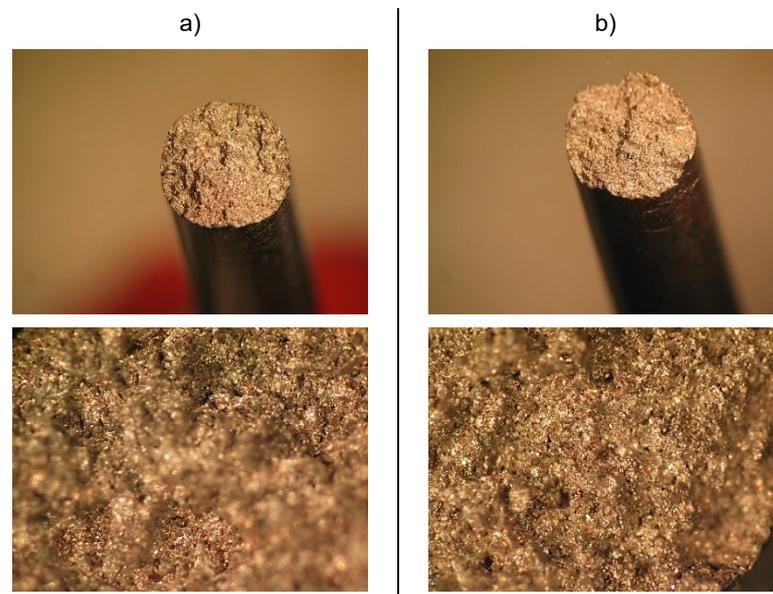


Abbildung 4.32: Vergleich der Bruchflächen von den Zugprüfkörpern a) ohne WB, b) mit WB der Charge 4

Die Spannungs-Dehnungslinien unterscheiden sich minimal, dementsprechend zeigen die Bruchoberflächen ein ähnliches Aussehen. Beide Prüfkörper weisen eine zerklüftete Oberfläche auf, mit Charakteristika eines duktilen Versagens (Scherwaben), womit die plastische Verformung (Dehnung) nachvollzogen werden kann. Der vorwiegende Bruchanteil auf der Oberfläche ist auf Sprödbbruch zurückzuführen, wie auch die geringe Bruchdehnung zeigt.

Um die Auswirkungen der Mikrostruktur auf die mechanischen Kennwerte untersuchen zu können, wurde die Streckgrenze und die Zugfestigkeit der verschiedenen Chargen in **Tabelle 4.11** zusammengefasst dargestellt.

Tabelle 4.11: Gegenüberstellung der ermittelten Kennwerte von Charge 1 bis Charge 4 und MS [50]

Kennwerte [MPa]		MS	Charge 1	Charge 2	Charge 3	Charge 4
as-built	$R_{p0,2}$	1050 ± 100	710 ± 64	388 ± 6	$67 \pm 8,5$	443 ± 19
	R_m	1238 ± 22	1135 ± 14	596 ± 11	118 ± 6	485 ± 13
mit WB	$R_{p0,2}$	1990 ± 100	1663 ± 1	435 ± 12	89 ± 4	461 ± 6
	R_m	2084 ± 30	1829 ± 4	701 ± 45	131 ± 9	509 ± 4

Der Vergleich von den Ergebnissen der Charge 1 mit den mechanischen Kennwerten des Maraging Stahls (MS) zeigt, dass der geringe Anteil an CuCrZr die Zugfestigkeit und Dehngrenze im wärmebehandelten bzw. nicht wärmebehandelten Zustand gering reduziert und Charge 1 sich in einem Bereich mit hoher Festigkeiten befindet. Die übrigen Chargen könnten dieses Festigkeitsniveau nicht erreichen. In **Abbildung 4.33 a** ist die Dehngrenze und in **4.33 b** die Zugfestigkeit über den steigenden Gehalt an CuCrZr in der Legierung dargestellt. Die Abbildung stellt den Unterschied der Festigkeitswerte zwischen den Chargen selbst bzw. zu den Festigkeitswerten des Maraging Stahls dar.

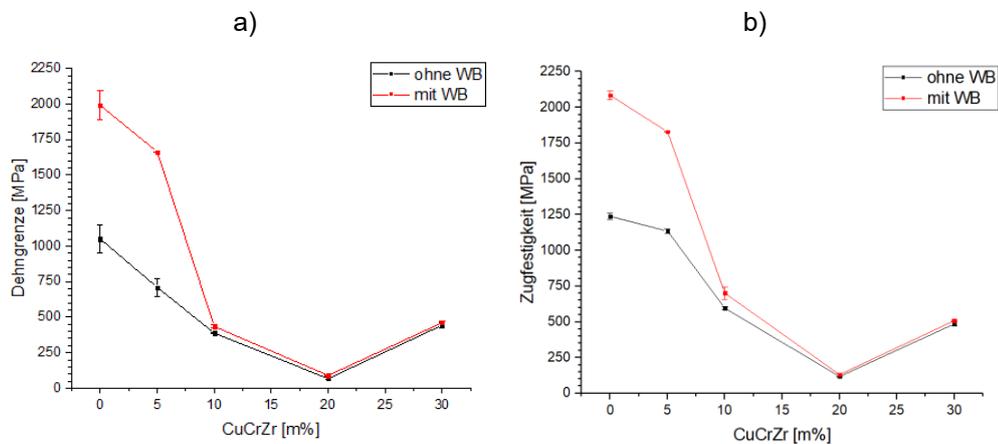


Abbildung 4.33: Charge 1 bis 4 a) $R_{p0,2}$ und b) R_m

Es konnte gezeigt werden, dass die Inhomogenitäten in Charge 2 die Festigkeit abfallen lassen. In Folge der Defekte konnte die Dehngrenze bzw. Zugfestigkeit die Hälfte des Ausgangswertes der Charge 1 erreichen. Trotz WB konnten die Festigkeitswerte nicht signifikant verbessert werden. In Charge 2 waren vorwiegend Poren, Bindefehler und vereinzelte Mikrorisse zu sehen, welche in weiterer Folge zu einem frühzeitigen Versagen führten. Die Ergebnisse der Charge 3 belegten die negative Auswirkung von Rissen in der Mikrostruktur auf die mechanischen Kennwerte. Charge 3 zeigte die geringsten Festigkeiten. Der Parameter von Charge 4 lieferte dichtere Zugprüfkörper mit deutlich weniger Defekten,

weshalb die Festigkeitswerte deutlich über den der Charge 3 liegen, die Streckgrenze der Charge 2 übertreffen und sich der Zugfestigkeit der Charge 2 annähern. In **Abbildung 4.34** sind die Spannungs-Dehnungslinien aller Chargen mit und ohne WB zusammengefasst.

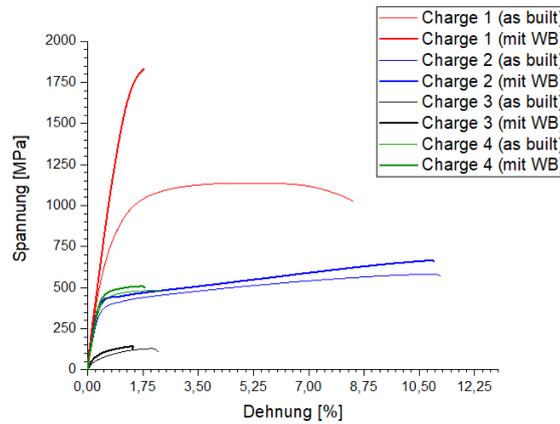


Abbildung 4.34: Spannungs-Dehnungslinien aller Chargen (mit und ohne WB)

Charge 1 hebt sich im wärmebehandelten bzw. as-built-Zustand von allen anderen Kurvenverläufen ab. Die Kurve im as-built-Zustand besitzt hohe Festigkeitswerte mit ausgeprägtem Dehnungsverhalten. Im WB-Zustand konnten hohe Festigkeitswerte erreicht werden, welche entsprechend der Anlass-Wärmebehandlung gefordert wurden. Charge 2 besitzt eine hohe Gleichmaßdehnung, die ein duktileres Verhalten andeutet. Die totale Dehnung der Charge 2 übertrifft die der Charge 1. Die WB konnte eine geringe Steigerung der Festigkeit bewirken bei annähernd gleicher Bruchdehnung. Die Festigkeitswerte der Charge 3 im as-built-Zustand sowie im WB-Zustand zeigen ein der Mikrostruktur entsprechendes Verhalten. Die ermittelten Werte liegen deutlich unter den geforderten Eigenschaften. Charge 4 mit dem höchsten CuCrZr-Gehalt lieferten positive Ergebnisse hinsichtlich der Festigkeitswerte. Ausschließlich die Dehnung liegt in einem geringen Bereich.

Die Gegenüberstellung aller Spannungs-Dehnungslinien zeigt unter anderem den Einfluss der Mikrostruktur auf das mechanische Verhalten. Primäres Ziel ist es, geeignete Parameter für das L-PBF zu finden, um defektfreie Bauteile erzeugen zu können.

4.3.3 Härte

Für die Härtemessung nach Vickers wurden Proben aus Testquadern und Zugprüfkörpern herangezogen. In zwei Hauptgruppen wurde unterschieden: Messungen an Proben im WB- und im as-built-Zustand. Die Ergebnisse der Härteuntersuchung sind in **Tabelle 4.12** dargestellt.

Tabelle 4.12: HV 1 Messergebnisse von Charge 1-4 und MS

HV 1 [N]	MS	Charge 1	Charge 2	Charge 3	Charge 4
as-built	385 ±6,2	342 ±25,6	210 ±23,3	145 ±16,2	172 ±11,7
mit WB	624 ±8,6	558 ±26,3	204 ±26,6	157 ±11,4	202 ±11,6

Der Vergleich der Charge 1 mit dem Maraging Stahl zeigt, dass Charge 1 durch eine homogene Mikrostruktur hohe Härtewerte erreichte, welche knapp unterhalb jener Werte von MS liegen. Die übrigen Werte sind deutlich unter dem Niveau des MS. In **Abbildung 4.35** sind die Härtemessungen über den Gehalt an CuCrZr grafisch dargestellt.

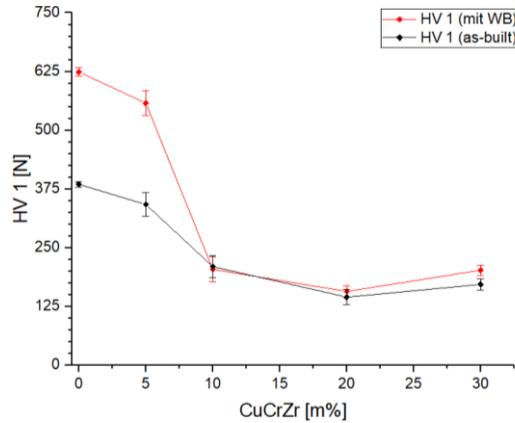


Abbildung 4.35: Ergebnisse der Härtemessungen nach Vickers

Die Ursache des signifikanten Abfalls der Härte von Charge 2-4 ist auf die defekte Mikrostruktur der Chargen zurückzuführen. Charge 1 enthält eine größtenteils defektfreie Mikrostruktur, Charge 2 besitzt Poren und Mikrorissen, Charge 3 ist mit großen Rissen durchzogen, während Charge 4 eine geringere Anzahl an Poren und Mikrorisse enthielt (siehe **Abbildung 4.23**). Die Steigerung des Kupfergehalts bewirkt eine Abnahme der Härte. Am Beispiel der Charge 4 ist zu erkennen, dass die rissarme Mikrostruktur eine Zunahme der Härte bewirkte und eine geringere Streuung der Härtewerte zur Folge hatte. Die geringen Härtewerte der Charge 3 zeigen, dass der Verfall der Härte der prozessbedingten Rissbildung geschuldet ist. Betrachtet man die Härtetabelle ist eine große Streuung in Charge 1 und 2 erkennbar. Diese ist auf die Mikrorissbildung zurückzuführen. Die genaue Auswirkung des CuCrZr-Gehaltes auf die Härte, zeigt der Vergleich der Chargen mit sehr ähnlichen Mikrostrukturen. In diesem Zusammenhang sind die Chargen mit höchster Bauteildichtheit (MS, Charge 1 und Charge 4, Bauteildichtheit $\geq 99,6\%$) in **Abbildung 4.36** grafisch dargestellt.

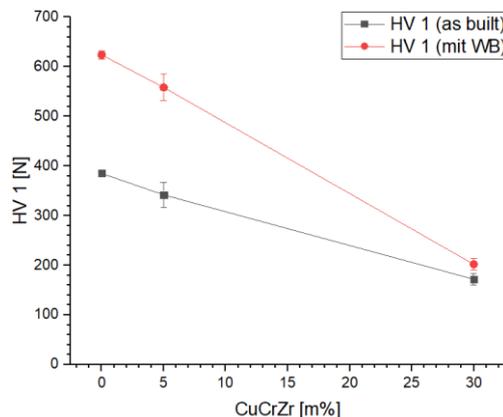


Abbildung 4.36: Darstellung der Chargen mit höchster Bauteildichtheit

Der Härteabfall, bedingt durch das CuCrZr ist anhand des Vergleichs von MS zu Charge 1 zu erkennen. Betrachtet man die Punkte des as-built- und WB-Zustandes von MS, Charge 1 und Charge 4, so ist bei hoher rel. Bauteildichtheit ein linearer Zusammenhang zu erkennen.

Mittels DIN50150 kann von Härtewerte nach Vickers auf die Zugfestigkeit zugerechnet werden. Die benötigten Umrechnungstabellen werden von [84] entnommen. Die Ergebnisse der Umrechnung sind in **Tabelle 4.13** dargestellt.

Tabelle 4.13: Umrechnung der Härtewerte in Zugfestigkeit laut DIN 50150 [84]

Bezeichnung	HV 1 as-built [N]	HV 1 mit WB [N]	R _m as-built [MPa]	R _m mit WB [MPa]
Charge 1	342 ±25,6	558 ±26,3	1100	1840
Charge 2	210 ±23,3	204 ±26,6	675	654
Charge 3	145 ±16,2	157 ±11,4	466	500
Charge 4	172 ±11,7	202 ±11,6	550	648

Zur Übersicht wurden die umgerechneten Werte (**Tabelle 4.13**) und gemessene Werte des Zugversuches in **Abbildung 4.37** grafisch dargestellt.

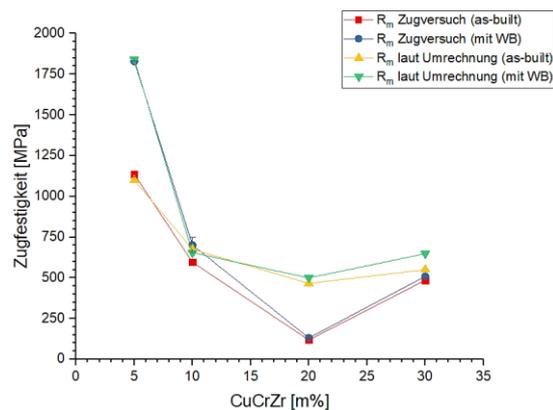


Abbildung 4.37: Vergleich von den Zugfestigkeitswerten aus den Zugversuchen und der Umrechnung aus den Härtemessungen, im as-built-Zustand und WB-Zustand

Die umgerechneten Zugfestigkeitswerte der Charge 1,2 und 4 zeigen eine minimale Abweichung zu den Werten aus dem Zugversuch. Charge 3 zeigt deutliche Abweichungen. Die umgerechnete Zugfestigkeit ergab im as-built-Zustand $R_m = 466 \text{ MPa}$, im WB-Zustand $R_{m_WB} = 500 \text{ MPa}$. Im Zugversuch wurde im as-built-Zustand $R_m = 118 \text{ MPa}$ und im WB-Zustand $R_m = 131 \text{ MPa}$ erreicht. Die Differenz ist auf die Risse zurückzuführen (siehe **Abbildung 4.23 c**). Im Zugversuch wird ein großes Testvolumen auf mechanische Eigenschaften charakterisiert, während im Härteeindruckstest nur ein geringes Volumen getestet wird. Aus diesem Grund ergeben sich bei Rissdefekten größere Differenzen zwischen mechanischen Kennwerten aus dem Zugversuch und dem Härteest. Ein möglicher Faktor für die große Streuung der Werte in einer Probe an einer Schlieffläche bzw. der Schliefflächen untereinander ist die Mikrostruktur. Bei den L-PBF hergestellten Zugprüfkörpern kam es bei hohen

Energieeinträgen (Charge 3, P7) vermehrt zu Rissbildung (**a**) und bei niedrigen Energieeinträgen (Charge 4, P4) zu Agglomerationen von Kupfer (**b**), welche in **Abbildung 4.38** dargestellt sind

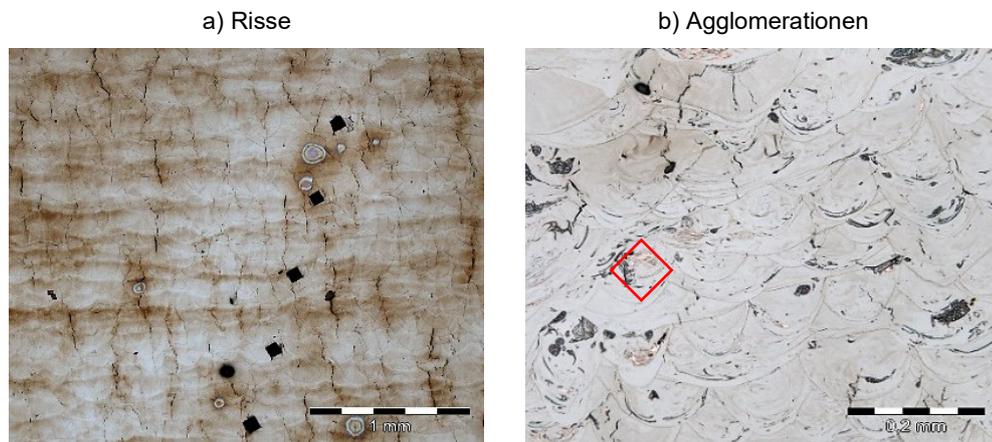


Abbildung 4.38: Einfluss a) Risse und b) CuCrZr-Agglomerationen

Es wird angenommen, dass es sich bei den beobachteten Rissen um Heißrisse, genauer genommen um Erstarrungsrisse handelt. Diese treten im Erstarrungsbereich zwischen Solidus- und Liquidustemperatur auf und verlaufen meist in Nahtmitte oder zwischen Dendriten [86,87]. Die große Streuung der Härtewerte hängt Großteils von der Verteilung dieser Erstarrungsrisse ab. **Abbildung 4.38 a** stellt die Mikrostruktur des verwendeten Parameters P7 der Charge 3 dar, welcher mit Erstarrungsrisse durchzogen ist. Werden an zufällig ausgewählten Punkten Härteprüfung durchgeführt, so ergeben sich große Abweichungen untereinander. Des Weiteren spielen lokale Erstarrungsrisse in den darunterliegenden Schichten eine Rolle. Beim Auswerten des Schlibbildes kann keine Aussage getroffen werden, in welchem Zustand sich die darunterliegende Mikrostruktur befindet. In **Abbildung 4.38 b** ist in rot, der mittlere Durchmesser ($d_{\text{mittel}} = 115,2\mu\text{m}$) des Härte-tests maßstabsgetreu eingezeichnet, welche das Verhältnis der Größe des Härteeindrucks und der Agglomeration verdeutlicht. Aufgrund der Größe und der geringen Anzahl an CuCrZr-Agglomerationen, können große Streuungen aufgrund dessen, ausgeschlossen werden.

4.4 Charakterisierung der Mikrostruktur

Um die Frage zu klären, wo und welcher Gehalt an CuCrZr sich in der Legierung befindet, wurden die geätzten Oberflächen der as-built-Testquader charakterisiert. Mittels Ätzung konnten die Schweißbahnen sichtbar gemacht werden und mögliche Zusammenhänge des CuCrZr mit der Rissentstehung untersucht werden. Ein Ziel der Ätzung war die Lokalisierung des CuCrZr in der Legierung, die Verteilung und in welcher Form sich CuCrZr in der Legierung befindet. Zum Prüfen, ob sich die chemische Zusammensetzung nach dem L-PBF-Prozess veränderte, wurden EDX-Untersuchungen am REM durchgeführt.

4.4.1 Ergebnisse der Ätzung

Ein entscheidender Faktor für das Wo und in welcher Form sich das CuCrZr in der Legierung befindet, ist der Energieeintrag. Die Analyse zeigt, dass in jeder Charge zwischen hohen und niedrigen Energieeintrag unterschieden werden muss. In Lichtmikroskop (LIMI) -Bildern mit starker Vergrößerung wurden Ansammlungen von CuCrZr sichtbar gemacht. Die Ätzung sollte folgende Unterpunkte klären:

1. Lokalisierung des CuCrZr
2. Rissbildung durch CuCrZr
3. Rissbildung bei hohen Energieeinträgen
4. Schmelzbadtiefe in Abhängigkeit des Energieeintrages

In **Abbildung 4.39 a-c** ist die behandelte Oberfläche des Testquaders P5 der Charge 1 zu sehen. Um den Kontrast von Maraging Stahl zu CuCrZr zu verstärken, wurde eine passende Falschfarbdarstellung gewählt. Dadurch gelang eine optische Unterscheidung der beiden Phasen für eine effiziente Analyse der Phasenverteilung vorgenommen.

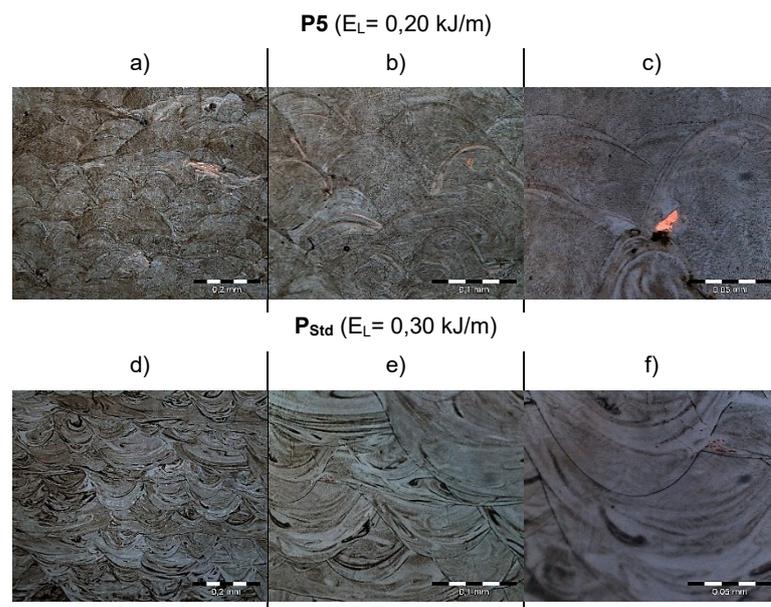


Abbildung 4.39: geätzte Schlifffbilder Charge 1 (P5, PStd) mit 20-, 50- und 100-facher Vergrößerung

Betrachtet man **Abbildung 4.39 a** des Testquaders **P5**, so erkennt man trotz des geringen Gehaltes an CuCrZr, lokal größere Bereiche von CuCrZr. Dieses hat sich an den Rändern bzw. in den Schweißbahnen in Form von Mikrostrukturbändern („Schlieren“) angesammelt. Diese Schlieren sind während des Erstarrungsprozesses entstanden und ziehen sich wie Lagen durch die Schweißbahn (siehe **Abbildung 4.39 b**). In **Abbildung 4.39 c** ist eine Agglomeration von CuCrZr dargestellt. Bei genauer Betrachtung der Schweißbahnen erkennt man Bereiche mit leicht rötlicher Verfärbung, verursacht durch die Cu-Legierung. Durch die hohen Aufheiz- und Abkühlraten während des L-PBF-Prozesses kommt es zu einer feinen

Verteilung des CuCrZr in der Legierung. Größere Ansammlungen des CuCrZr konnten zwar lokal nachgewiesen werden, der Großteil des CuCrZr ist aber in der Mikrostruktur fein verteilt, sodass eine Unterscheidung mittels Farbkontrast kaum möglich ist.

Um die Auswirkungen des Energieeintrags auf die Verteilung von CuCrZr feststellen zu können, sind in **Abbildung 4.39 d-f** die Schlibfbilder von Proben mit hohem Energieeintrag dargestellt. Vereinzelt ist eine Agglomeration von CuCrZr zu erkennen (siehe **Abbildung 4.39 c**), in allen anderen Aufnahmen lässt sich keine Cu-Phase ausmachen. Es wird vermutet, dass die Höhe des Energieeintrages entscheidend für die Bildung von Schlieren oder Agglomerationen ist. Das CuCrZr ist durch den hohen Energieeintrag sehr fein in der Maraging Stahlmatrix gelöst, weshalb es mittels Lichtmikroskop nicht erfasst werden kann. Voraussetzung für diese Vermutung ist, dass der gleiche Gehalt an Cu nach den L-PBF-Prozess in der Legierung enthalten ist.

Für eine Analyse der Verteilung von CuCrZr in Charge 2 sind in **Abbildung 4.40** die geätzten Schlibfbilder in Falschfarbdarstellung dargestellt. Zum Vergleich der Mikrostrukturen ist der Testquader P5 (niedriger Energieeintrag) und P_{Std} (höchster Energieeintrag) dargestellt.

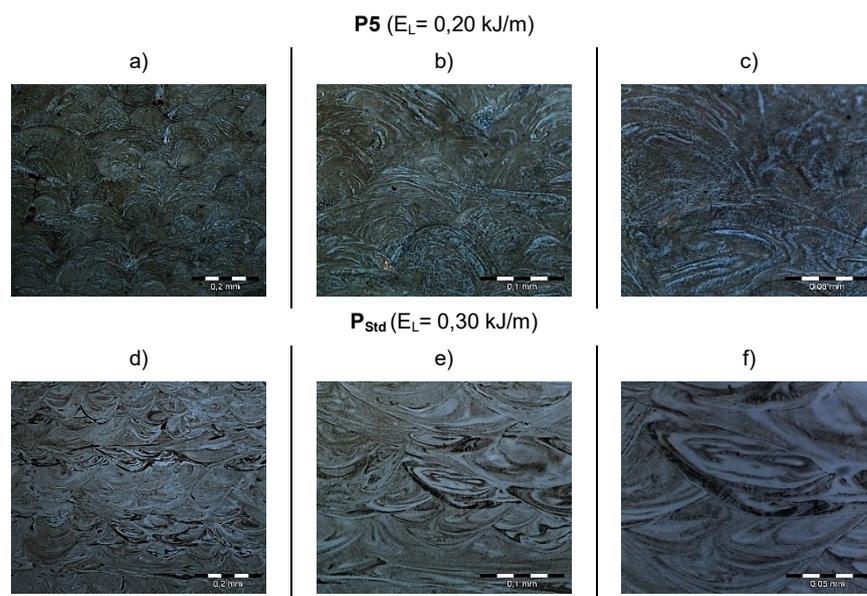


Abbildung 4.40: geätzte Schlibfbilder Charge 2 (P5, P_{Std}) mit 20-, 50- und 100-facher Vergrößerung

Die Erhöhung des CuCrZr-Gehaltes auf 10 m% in Charge 2, bewirkte keine signifikante Veränderung hinsichtlich der Verteilung des CuCrZr in den Schweißbahnen. Stattdessen zeigte sich ein ähnliches Verhalten wie in Charge 1. Der niedrige Energieeintrag in **P5** fördert die Entstehung von lokalen Agglomerationen in oder am Rand der Schweißbahnen. In **Abbildung 4.40 c** ist eine leicht rötliche Verfärbung zu erkennen, verursacht durch die Kupfer-Legierung, welches sich schlierenförmig durch die Schweißbahn zieht.

Die Untersuchungen an Charge 2 unterstützen die Vermutung, dass der Großteil des Kupfers bei hohen Energieeinträgen bei **P_{Std}** als feine Ausscheidung in der Matrix verteilt sein muss

siehe **Abbildung 4.40 f**. Auch ein geringerer Energieeintrag bewirkte keinen Anstieg des sichtbaren Kupfers in der Legierung.

In **Abbildung 4.41** sind zur Charakterisierung der Charge 3 die Schliffbilder der Testquader P5 (niedriger Energieeintrag) und die des für die mechanische Untersuchung verwendeten Parameters P7 (hoher Energieeintrag) dargestellt.

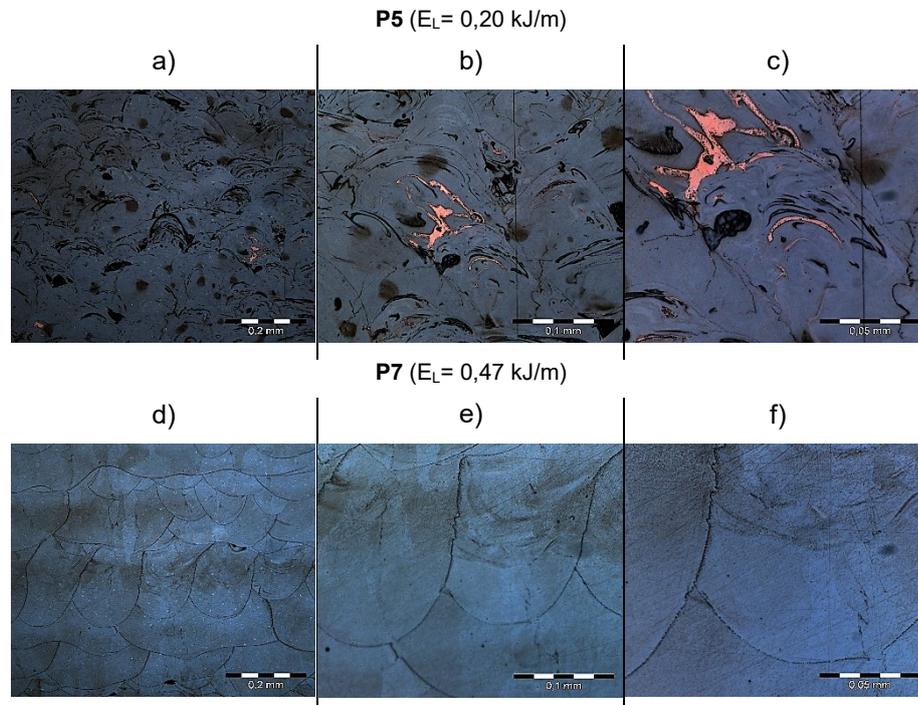


Abbildung 4.41: geätzte Schliffbilder Charge 3 (P5, P7) mit 20-, 50- und 100-facher Vergrößerung

Im Testquader **P5**, sind vermehrt große Bereiche von Kupfer zu sehen. Der hohe Massengehalt von 20% CuCrZr der Charge 3 und der geringe Energieeintrag bewirken eine Vielzahl an Agglomerationen von CuCrZr, welche sich wiederum an den Rändern oder in den Schweißbahnen gebildet haben. In **Abbildung 4.41 a** und **b** sind stark ausgeprägte Mikrostrukturbanden zu sehen, währenddessen in den vorherigen Chargen diese Schlieren vereinzelt und in geringerer Konzentration vorkamen. **Abbildung 4.41 c** zeigt eine große Agglomeration der Kupfer-Legierung sowie fein verteiltes CuCrZr, welches durch die rötliche Verfärbung zu erkennen ist.

Zum Vergleich sind im Testquader **P7** weder kleinere Ansammlungen von Kupfer, noch fein verteilte Partikel zu erkennen. Wiederum ist der Trend der fein verteilten Kupfer-Legierung zu beobachten, welches bei hohen Energieeinträgen für das Lichtmikroskop nicht zu erkennen ist.

Die in **Abbildung 4.42** dargestellten Schliffbilder der Charge 4, zeigen die Testquader P4 und P11 (höchster Energieeintrag).

Abbildung 4.43 sind die durch den L-PBF-Prozess entstandenen Erstarrungsrisse bei hohen Energieeinträgen.

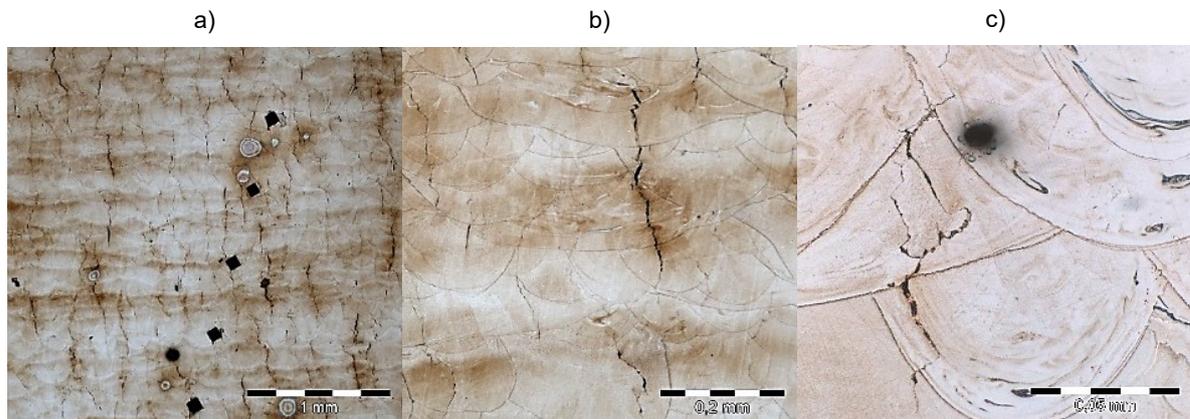


Abbildung 4.43: Erstarrungsrisse im Zugprüfkörper a-b) Charge 3, P7 und c) Charge 4, P4

Aufgrund von CuCrZr-Ansammlungen in Mikrorissen (siehe **Abbildung 4.43 a-c**), wird im Zusammenhang mit den auftretenden Eigenspannungen im Gefüge von Erstarrungsrissen ausgegangen.

4.4.2 Rasterelektronenmikroskopie und chemische Analyse

Die Frage, ob und wie viel Kupfer sich noch nach dem L-PBF-Prozess in den Chargen befindet, soll die chemische Analyse mittels EDX im Rasterelektronenmikroskopie beantworten. Ein Überschreiten der Verdampfungstemperatur von Kupfer ($T_{\text{Ver}}=2840\text{ K}$, $T_{\text{Sch}}=1358\text{ K}$), könnte den Kupfer-Gehalt in der Legierung herabsetzen [88]. In **Tabelle 4.14** sind die EDX-Ergebnisse der Rasterelektronenmikroskopie dargestellt. Die chemische Zusammensetzung des Maraging Stahls wurde aus dem Datenblatt des Herstellers entnommen [50].

Tabelle 4.14: chemische Zusammensetzung der Charge 1-4

	Fe [m%]	Ni [m%]	Co [m%]	Mo [m%]	Si [m%]	Cu [m%]	Ti [m%]	Cr [m%]
MS	Rest	17-19	8,5-9,5	4,5-5,2	$\leq 0,1$	-	0,6-0,8	$\leq 0,5$
Charge 1 ²	63	16,9	9,1	5,1	-	5,5	0,6	-
Charge 2 ²	58,7	16,2	8,3	5,1	-	10,8	0,7	0,2
Charge 3 ²	41,4	13,7	7,3	4,4	0,1	22,3	0,6	0,3
Charge 4 ²	46	12,2	6,5	3,8	0,1	30,7	0,5	0,3

1...Sollwert laut Datenblatt [50]

2...Werte der EDX-Messung

Die Analyse des Legierungselements Cu entspricht den Erwartungswerten der jeweiligen Charge (Soll: 5%, 10%, 20%, 30%). Der Anstieg des CuCrZr-Gehaltes in den verschiedenen Chargen bewirkt eine anteilmäßige Abnahme aller anderen Legierungselemente. Der Kupferanteil steigt, wodurch Elemente wie Fe, Ni und Co abnehmen. Der Vergleich zeigt, dass

die Abweichungen aller Chargen bezüglich des Kupfergehaltes minimal sind. Es konnte bereits gezeigt werden, dass es möglich ist homogene Mischlegierungen in einem Tumbler herzustellen. Chargen mit niedrigem als auch hohem CuCrZr-Gehalt stimmen mit den Sollwerten überein. Somit können die Ergebnisse der Pulveranalyse von **Tabelle 4.1** mittels EDX-Analyse bestätigt werden. Des Weiteren wurde die Verdampfungstemperatur von Kupfer im Bauprozess nicht überschritten, womit eine konstante Chemie in den Bauteilen gewährleistet werden kann. Gerade an den Testquadern mit hohen Energieeinträgen konnte anfangs Kupferphase im Lichtmikroskop nachgewiesen werden, weshalb die Vermutung aufkam, dass das Kupfer während des Bauprozesses verdampft. Aus diesem Grund wurde der Testquader der Charge 1 mit niedrigem und hohem Energieeintrag (P5 und P_{Std}) auf signifikante Unterschiede im Kupfergehalt untersucht. Der Testquader P5 besitzt einen Cu-Gehalt von 4,7 m%, P_{Std} besitzt 5,2 m%. Damit konnte bewiesen werden, dass es zu keiner Verdampfung des Kupfers gekommen ist. Die Größe der analysierten Fläche beträgt 3-5 mm², ein kleiner Scanbereich, in welchen die Chemie den Erwartungswerten entspricht. Somit konnte eine homogene Verteilung der chemischen Zusammensetzung im µm-Bereich nachgewiesen werden.

Morphologie und chemische Analyse des Gefüges mittels REM

Die Untersuchung dient der Lokalisierung des Kupfers in den Chargen mit hohem Kupfergehalt und hohen Energieeinträgen, wie z.B. Charge 3, mit Parameter P7. Mit dem Lichtmikroskop wurden keine Hinweise gefunden, in welcher Form das Kupfer im Stahl vorliegt. In **Abbildung 4.44** ist das Gefüge der Charge 3 (P7 mit WB) dargestellt, in dem eine columnar dendritische Morphologie des Maraging Stahls zu erkennen ist. Die Ausrichtung der Dendriten wird durch die Belichtungsrichtung des Lasers definiert. Des Weiteren wurden in der Detailansicht auch zelluläre Bereiche identifiziert.

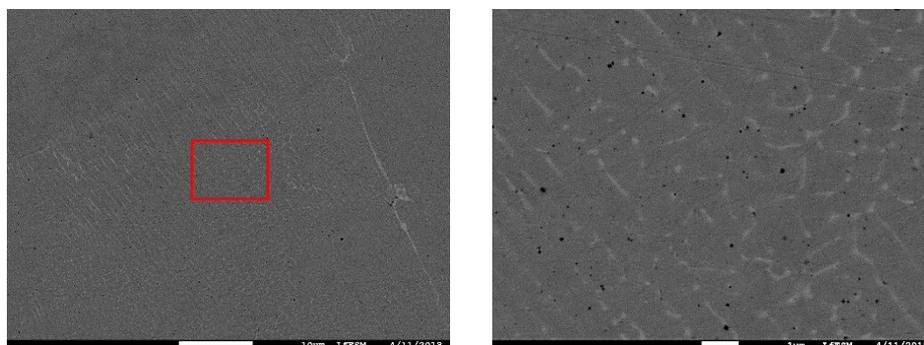


Abbildung 4.44: REM Analyse der Charge 3 mit WB und Detailansicht

Die dendritische Struktur ist aufgrund des Kupfers (helle Phase) im REM gut zu erkennen. Während in den geätzten Aufnahmen (**Abbildung 4.43 b** und **c**) ausschließlich die Morphologie des Gefüges zu erkennen war, so wurden mit der REM-Analyse die Phasen Fe

und Cu im μm -Bereich sichtbar. Das REM lieferte einen bildlichen Nachweis zur räumlichen Anordnung der Cu-Phase in der Mischlegierung. In **Abbildung 4.45** ist die Erstarrungsfront von der Stahlmatrix abgebildet, von welcher die Kupferphase aufgrund der nahezu vollständigen Unlöslichkeit in Fe vorgeschoben wurde bis zwei Fronten aufeinander trafen. Die korrespondierenden EDX-Moppings (**Abbildung 4.45 b und c**) konnten Cu-Anteile vor der Front und zwischen den Dendriten nachweisen.

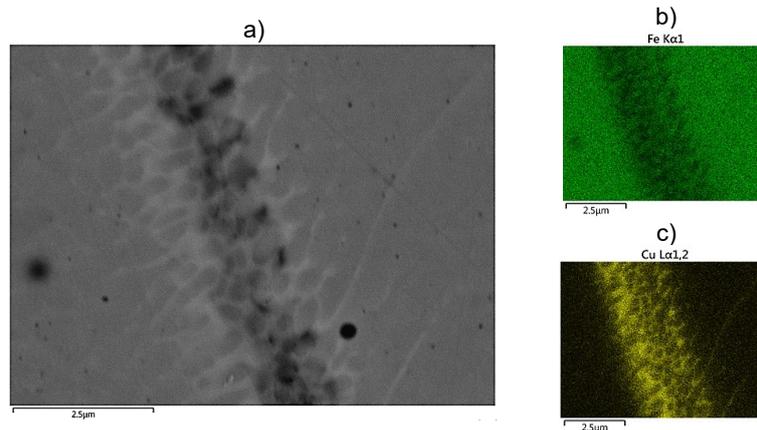


Abbildung 4.45: REM-Aufnahme einer Erstarrungsfront mit Cu-Phase vor der Front

Die Frage, wo sich das Kupfer im Gefüge befindet konnte folglich geklärt werden. Der Grund für die Ansammlung des Kupfers am Rand der Dendriten ist, auf die geringe Löslichkeit von Cu in Fe zurückzuführen (siehe Phasendiagramm in **Abbildung 2.29**). Die Erstarrungsstruktur des Maraging Stahls ist teilweise zellular, im Großteil jedoch columnar dendritisch. Somit schieben die Dendriten das noch flüssige Kupfer vor sich her. Näheren sich zwei Dendriten an, bleibt das Kupfer bis zur Erstarrung dazwischen eingeschlossen und es entsteht eine Ansammlung des Kupfers an den Rändern der Dendriten. Dieses Verhalten ist in Auszügen von Charge 3 und 4 in **Abbildung 4.46** zu erkennen.

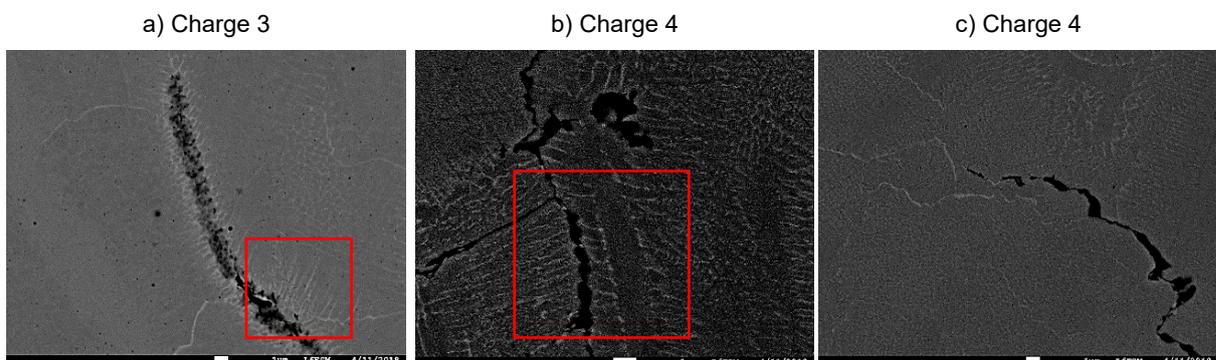


Abbildung 4.46: REM-Aufnahmen a-c) dendritische Erstarrungsstruktur mit Rissen

Die hohe Konzentration des Kupfers beim Annähern von zwei Erstarrungsdendriten ist in **Abbildung 4.46 a und b** im rot gekennzeichneten Bereich zu erkennen. In **Abbildung 4.46 c** sind Dendriten und Ansammlung von Kupfer in feinen Mikrorissen zu sehen. Die Dendriten-

förmigen Rissflanken in **Abbildung 4.46 a** sind ein Beweis dafür, dass es sich bei den Mikrorissen um Erstarrungsrisse handelt. Kupfer ist eine niedrigschmelzende Phase die eine geringe Festigkeit besitzt und welche durch die geringe Löslichkeit von Cu in Fe gebildet wird. In Folge der Eigenspannungen, verursacht durch den Energieeintrag bilden sich in der weichen Cu-Phase Mikrorisse, diese wurden in allen Chargen entdeckt. Somit kann bewiesen werden, dass das Kupfer in der Stahlmatrix, die Mikrorissbildung fördert. Die Rissgröße hängt somit von der Höhe des Energieeintrages ab. In Charge 4 mit geringem Energieeintrag (P4) wurden Mikrorisse entdeckt, während in Charge 3 mit hohem Energieeintrag (P7) Risse in der Größe von 0,5-1mm entdeckt wurden.

4.5 Thermografische Charakterisierung

Die Charakterisierung der thermischen Leitfähigkeit erfolgte über die thermografische Inspektion (Blitzlichtthermografie). Die Ergebnisse der Blitzlichtthermographie nach der Methode von Parker et. al. [89] sind in **Tabelle 4.15** aufgelistet.

Tabelle 4.15: Ergebnisse der Blitzlichtthermografie

Temperaturleitfähigkeit [$10^6 \text{ m}^2/\text{s}$]	MS	Charge 1	Charge 2	Charge 3	Charge 4
as-built-Zustand	$4,1 \pm 0,2$	$3,5 \pm 0,1$	$2,8 \pm 0,1$	$2,2 \pm 0,1$	$3,2 \pm 0,1$
WB-Zustand	$5,5 \pm 0,2$	$5,9 \pm 0,2$	$3,2 \pm 0,1$	$3,1 \pm 0,1$	$4,9 \pm 0,2$

Kupfer in seiner reinen Form besitzt eine Temperaturleitfähigkeit von $117 \cdot 10^6 \text{ m}^2/\text{s}$ [90]. Messungen an L-PBF gefertigten Maraging Stahl-Proben ergaben im as-built-Zustand eine Temperaturleitfähigkeit von $4,1 \cdot 10^6 \text{ m}^2/\text{s}$, im WB-Zustand $5,5 \cdot 10^6 \text{ m}^2/\text{s}$. In **Abbildung 4.47** sind die Ergebnisse der **Tabelle 4.15** grafisch zusammengefasst.

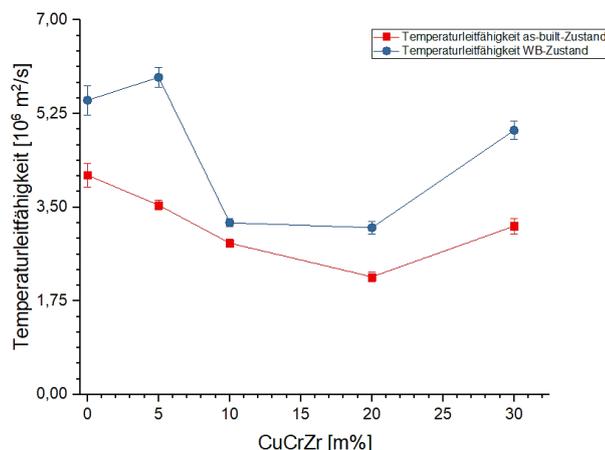


Abbildung 4.47: Temperaturleitfähigkeit über steigenden CuCrZr-Gehalt im as built- und WB-Zustand

Eine signifikante Steigerung der Temperaturleitfähigkeit konnte durch Legieren von CuCrZr nicht erreicht werden. Alle Chargen ergaben eine niedrigere Temperaturleitfähigkeit im as-

built-Zustand als der Ausgangswerkstoff (Maraging Stahl). Charge 1 im WB-Zustand konnte einen höheren Wert erreichen als der Ausgangswerkstoff. Allgemein bewirkte die Wärmebehandlung an allen Chargen eine minimale Erhöhung der thermischen Temperaturleitfähigkeit.

Charge 2 und Charge 3 konnten trotz erhöhtem Anteil an CuCrZr, den Abfall der Temperaturleitfähigkeit nicht kompensieren, verschuldet aus den Defekten (Risse). Charge 3 erzielte aufgrund der zahlreichen Risse den niedrigsten Wert. Der Vergleich der Chargen im as built-Zustand zeigte, dass die Art der Defekte in der Mikrostruktur eine wesentliche Rolle spielt. Wie schon bei den Zugversuchen gezeigt wurde, wirken sich Risse (Charge 3) negativer aus als Poren (Charge 2). Des Weiteren spielen Häufigkeit und Verteilung der Defekte eine Rolle. Dies belegen die Ergebnisse der Charge 2 im Vergleich zur Charge 4. Beide Chargen hatten dieselbe Art von Defekten (Mikrorisse und Poren), jedoch ist die Defekthäufigkeit in Charge 4 geringer, weshalb Charge 4 eine höhere Bauteildichtheit erzielte und in weiterer Folge eine höhere Temperaturleitfähigkeit.

Der Grund für die Abnahme der Temperaturleitfähigkeit aller Chargen ist einerseits den Inhomogenitäten in der Mikrostruktur verschuldet, andererseits konnte kein zusammenhängendes Kupfernetzwerk mit dem L-PBF-Prozess gebildet werden. Kupfer ist ein hervorragender Wärmeleiter während Maraging Stahl keine besonders hohe Leitfähigkeit besitzt. Bei der Wärmeleitung wird die Wärme durch die Bewegung von Gitteratomen transportiert. Erwärmte Atome schwingen schneller und regen die Nachbaratome an, die ebenfalls schneller zu schwingen beginnen und diese Schwingungen wieder weitergeben [47]. Die Ausbreitung der Schwingungen können durch Defekte (Risse, Poren oder Bindefehler) behindert werden, wodurch die Wärmeübertragung verzögert stattfindet. Somit ist nicht der Anteil des Kupfers in der Legierung der ausschlaggebende Punkt, sondern die Homogenität der Mikrostruktur und die Realisierung von zusammenhängenden Kupfernetzwerken. Wie in **Abbildung 4.47** zu erkennen ist, fördert ein hoher Grad an Homogenität trotz niedrigen Kupfergehalt die Temperaturleitfähigkeit.

Ein zusammenhängendes Netzwerk, welches sich durch den gesamten Volumenkörper zieht würde die Leitfähigkeit steigern. Dies belegen die Forschungsarbeiten von Okita et. al. [91]. Hier handelte es sich um Untersuchungen zur Wärmeleitfähigkeit in mittels Flüssigphasensintern hergestellten Fe-Cu-Legierungen. Die Herstellung von gut leitenden Netzwerken könnte durch Flüssigphasensintern oder durch Tränkung einer porösen Stahlmatrix in ein Kupferbad erreicht werden.

Eine weitere Möglichkeit wäre die Vermeidung von Rissen durch Reduktion der Eigenspannung. Durch Vorwärmen der Bauplatte während dem L-PBF-Prozess kann dies erreicht werden [92]. Sinterformteile mit 5% Cu-Gehalt in einer Eisenlegierung werden u.a. für die Herstellung von Zahnrädern und Gleitlager verwendet [93]. Das zusätzliche Legieren von

Kupfer bewirkt eine Verbesserung der thermischen Temperaturleitfähigkeit. Die gängigen Sinterlegierungen besitzen einen Kupfergehalt von 1-10% [94,95]. Durch den niedrigen Kupfergehalt können Festigkeitswerte auf einem hohen Niveau erreicht werden. Um schlussendlich einen Mehrwert aus solchen Fe-Cu-C Legierungen zu gewinnen, müssen immer mehrerer Gesichtspunkte herangezogen werden, um schlussendlich einen wirklichen Mehrwert generieren zu können.

5. Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit konnte gezeigt werden, dass durch geeignete Wahl des Prozessparameter, mechanische Kennwerte auf hohem Niveau erreicht werden können. Jene Parametersätze, mit denen es gelungen ist, defektfreie Bauteile herzustellen, erwiesen sich vorteilhaft und konnten einen Mehrwert generieren. Charge 1 erzielte die höchsten Festigkeitswerte aller vier Chargen und erreichte vergleichbare Werte wie der Ausgangswerkstoff Maraging Stahl. Gängige Sinterlegierungen mit einem Cu-Gehalt bis zu 5% besitzen geringere mechanische Kennwerte [96] (Gleichmaßdehnung, Streckgrenze, Zugfestigkeit) als jene mittels L-PBF-Prozess gefertigten Bauteile. Mit der Mischlegierung der Charge 2 gelang es, Gleichmaßdehnungen $\geq 10\%$ im as-built- und WB-Zustand zu erreichen. Der Vergleich mit Sinterlegierungen zeigt, dass diese aufgrund des spröden Verhaltens bei ca. 2-3% liegen. Somit konnte Charge 1 und 2 hinsichtlich Festigkeit als auch Duktilität punkten, dass ihnen gewisse Vorteile gegenüber Sinterlegierungen verschafft. Die Erstarrungsrisse der Charge 3 führten zu keiner eindeutigen Charakterisierung der Kennwerte. In Charge 4 hingegen konnte ein geeigneter Parameter für nahezu defektfreie und vor allem rissfreie Bauteile gefunden werden. Trotz des hohen CuCrZr-Gehaltes wurden hohe Härtewerte und Zugfestigkeiten erreicht, weshalb sich, bezogen auf die mechanischen Eigenschaften der Mischlegierungen, eine Vielzahl von Vorteilen ergaben. Durch genaues Abstimmen der Prozessparameter wird die Morphologie der Mikrostruktur maßgeblich beeinflusst und kann hinsichtlich individuellen Anforderungen optimiert werden. Die Versuche zeigten, dass die thermische Leitfähigkeit eng an die Mikrostruktur gekoppelt ist, weshalb die Herstellung defektfreier Mikrostrukturen im Vordergrund steht. Charge 1 konnte die thermische Wärmeleitfähigkeit bezogen auf den Ausgangswerkstoff (Maraging Stahl) leicht erhöhen. Alle anderen Chargen erwiesen sich hinsichtlich der thermischen Temperaturleitfähigkeit, infolge der defekten Mikrostruktur ungünstiger als der Ausgangswerkstoff.

Weitere Vorteile bietet der L-PBF-Prozess mit der großen Gestaltungsfreiheit, erhöhter Bauteilkomplexität und der erhöhten Funktionalität. Durch das werkzeuglose Fertigen können Kosten durch Minimierung aufwendiger Bearbeitungsschritte und das Entfallen von Werkzeugen gesenkt werden. In Zeiten von hohen Rohstoff- und Energiepreisen spielt der Leichtbau eine wichtige Rolle. Spezielle Topologie- und Gestaltungsoptimierung hinsichtlich verschiedener Leichtbaukonzepte ermöglichen den Verbrauch von Ressourcen während des gesamten Herstellungsprozesses zu minimieren. Somit können die Vorteile der Pulvermischlegierungen und der des L-PBF-Prozess miteinander kombiniert werden und neue Anwendungsgebiete entdeckt werden, so lassen sich mittels L-PBF Strukturen mit vordefinierter Porosität bauen, was zur Gewichtsreduktion beiträgt. Die Reduktion des Gewichtes und die damit verbundene Reduktion der Trägheit wirkt sich vor allem positiv auf

den Verschleiß und Wartungsintervallen aus. Somit können Bauteile mit einer variabel einstellbaren Dichte gebaut werden, deren Werkstoffeigenschaften durch die Eigenschaften der Pulvermischlegierung bestimmt wird.

Für die thermische Temperaturleitfähigkeit können Netzwerke aus bestimmt ausgewählten Werkstoffen realisiert werden durch Infiltrieren von porösen Bauteilen. Solch zusammenhängende Netzwerke würden die Leitfähigkeit signifikant erhöhen. Wärmemanagement und der damit verbundene Wärmeabtransport sind für viele Hochleistungsbauteile von großer Bedeutung. Auch in Zukunft wird viel Zeit und Arbeit in die Erforschung neuer Pulverwerkstoffe bzw. Mischlegierungen investiert.

Abkürzungsverzeichnis

<i>AM</i>	Additive Manufacturing
<i>CAD</i>	Computer Aided Design
<i>STL</i>	Stereolitography
<i>IGES</i>	Initial Graphics Exchange Specification
<i>STEP</i>	Standard for Exchange of Product Model
<i>ABS</i>	Acrylnitril-Butadien-Styrol
<i>PC</i>	Polycarbonat
<i>RP</i>	Rapid Prototyping
<i>RM</i>	Rapid Manufacturing
<i>PA</i>	Polyamid
<i>SLS</i>	Selective Laser Sintering
<i>FDM</i>	Fused Deposition Modeling
<i>SLA</i>	Stereolithographie
<i>L-PBF</i>	Laser Powder Bed Fusion
<i>EBM</i>	Elektronenstrahlschmelzen
<i>LMD</i>	Laser Metal Deposition
<i>Fe</i>	Eisen
<i>Cu</i>	Kupfer
<i>Cr</i>	Chrom
<i>Zr</i>	Zirkon
<i>SF</i>	Shape Faktor
<i>A</i>	Area
<i>P</i>	Umfang
<i>E_G</i>	Gesamtenergiebedarf
<i>E_P</i>	Wärmeenergie Pulverbett
<i>E_{Las}</i>	Laserenergie
<i>V_i</i>	Summe der Verluste
<i>s</i>	Schichtdicke
<i>v_s</i>	Scangeschwindigkeit
<i>b_{as}</i>	Spurbreite
<i>d_f</i>	Fokusbildungsdurchmesser
<i>h</i>	Hatch-Abstand
<i>l_{sp}</i>	Spurlänge
<i>V_{Prozess}</i>	Aufbaurate
<i>E_F</i>	Flächenenergie

E_L	Strecken- bzw. Linienenergie
E_V	Energiedichte per Volumen
P_L	Laserleistung
ω_0	Strahlradius auf Oberfläche
I_0	Intensität im Strahlmittelpunkt
\dot{T}	Abkühlrate
G	Temperaturgradient
v	Geschwindigkeit der Erstarrungsfront
c	Konturvektor
P_{Std}	Standard-Parameter
P	Parameter
HV	Härte nach Vickers
d_0	Probendurchmessers der Zugprüfkörper
x_{50}	mittlerer Korndurchmesser
t_{Hand}	Mischvorgang per Hand in Minuten
$t_{Tumbler}$	Mischvorgang mit Tumblermischer in Minuten
h	Eindringtiefe
λ	Wellenlänge
T_0	Umgebungstemperatur
T_1	Aufheiztemperatur
T_2	max. Temperatur im Ofen
t_0	Start
t_1	Aufheizphase
t_2	Aufheizphase +weiteres Wärmen
t_3	ges. Aufheizphase +Halten
t_4	ges. Aufheizphase +Halten +Abkühlvorgang
E	Elastizitätsmodul
σ	Zugspannung
ε	Dehnung
$R_{p0,2}$	Dehngrenze bei 0,2% Dehnung
A_g	Gleichmaßdehnung
T_{Ver}	Verdampfungstemperatur
T_{Sch}	Schmelztemperatur
d_{mittel}	gemittelte Durchmesser von Härteprüfung nach Vickers
M	Minuten
H	Mischvorgang per Hand
T	Mischvorgang mittels Tumbler

Literaturverzeichnis

- [1] Schulz B.; Der Wilde Westen der Additive Fertigung, VDI Nachrichten 2017, Exklusiv Additive Fertigung Nr. 37, S2-3
- [2] A. Gebhardt, Additive Fertigungsverfahren Additive Manufacturing und 3D-Drucken für Prototypen- Tooling- Produktion, 5.Auflage, Berlin, Deutschland, 2010, ISBN 978-3-446-44401-0
- [3] Jacobs P F. Rapid Prototyping & Manufacturing: Fundamentals of Stereolithography. Dearborn, Society of Manufacturing Engineers in cooperation with the Computer and Automated Systems Association of SME, 1992, ISBN 978-0872634251
- [4] U. Berger, A. Hartmann, D. Schmied; 3D-Drucken- Additive Fertigungsverfahren, 2. Auflage, Verlag Europa-Lehrmittel Nourney, Vollmer GmH & Co. KG, Paderborn, Deutschland, 2017, ISBN 3808550333
- [5] A. Gebhardt, J. Kessler, L. Thum, 3D-Drucken: Grundlagen und Anwendungen des Additive Manufacturing, 1.Auflage, 1995, ISBN 978-3-446-44672-4
- [6] Waterman N A, Dickens P. Rapid product development in the USA, Europe and Japan. World Class Design to Manufacture, Vol 1. Issue 3, pp27-36, MCB UP Ltd, 1994
- [7] P. Fastermann, 3D-Drucken/ Rapid Prototyping: Eine Zukunftstechnologie- kompakt erklärt, Berlin, Deutschland 2012. Springer-Verlag Berlin Heidelberg; ISBN 978-3-642-29224-8
- [8] <https://www.zhaw.ch/de/engineering/institute-zentren/zpp/advanced-production-technologies/additive-fertigung-3d-drucken/>; Züricher Hochschule; 22.06.2018
- [9] <http://home.att.net/~castleisland/>; Worldwide guide to rapid prototyping; 08.05.20018
- [10] https://www.rtejournal.de/ausgabe9/3356/view?set_language=en; 22.06.2018
- [11] I. Yadroitsev, Selective laser melting of metal powders, LAP LAMBERT Academic Publishing, Saarbrücken, Deutschland, 2009, ISBN 9783838317946
- [12] M. Cremer; 3D Druck/ Rapid Prototyping; Hochschule Merseburg; Wintersemester 2016/17 Bachelor Kunststofftechnik; S14-44
- [13] T. Wohlers, Wohler Report 2007, State of Industry Annual Worldwide Progress Report, ISBN 0-9754429-3-7; 2007, S 220
- [14] S. Jetley, D. K. Low; A rapid tooling technique using a low melting point metal alloy for plastic injection molding, Journal of Industrial Technology 22 (3), S2-6; 2006
- [15] C. M. Cheah, C. K Chua, C. W. Lee, C. Feng, K. Totong; Rapid prototyping and tooling techniques: a review of applications for rapid investment casting, International Journal of Advanced Manufacturing Technology 25; 2005; S308-320; DOI 10.1007/s00170-003-1840-320

- [16] H. A. Richard, B. Schramm, T. Zipsner; Additive Fertigung von Bauteilen und Strukturen; Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, 2017, Deutschland
- [17] Schulz B.; Der Wilde Westen der Additive Fertigung, VDI Nachrichten 2017, Exklusiv Additive Fertigung Nr. 37, S1-5
- [18] J. Breuninger, R. Becker, A. Wolf, S. Rommel, A. Verl; Generative Fertigung mit Kunststoffen: Konzeption und Konstruktion für Selektives Lasersintern; Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2013; Deutschland; ISBN 978-3-642-24324-0
- [19] Zhang, Entwicklung des selektiven Laserstrahlschmelzen für Aluminiumwerkstoffe: Doktorarbeit RWTH Aachen. Berichte aus der Lasertechnik. Aachen, Deutschland, Shaker Verlag, 2004
- [20] C. Brecher; Integrative Produktionstechnik für Hochlohnländer; ED. Berlin, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Deutschland, 2011, ISBN 978-3-642-20692-1
- [21] C. M. Seidl; Finite-Elemente-Simulationen des beim Laserstrahlschmelzen; 2016; Fakultät für Maschinenwesen der Technischen Universität München
- [22] Onuh S O, Yusuf Y Y. Rapid prototyping technology: applications and benefits for rapid product development, Journal of Intelligent Manufacturing, 1999, 10, S 301-311
- [23] F. Klocke; Fertigungsverfahren 5: Gießen, Pulvermetallurgier, Additive Manufacturing; 4. erweiterte Auflage Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2015, Band 5, ISBN 978-3-540-69512-7
- [24] J. Bliedtner, H. Müller, Andrea Barz; Lasermaterialbearbeitung: Grundlagen-Verfahren- Anwendungen- Beispiele; 2013, Carl Hanser Verlag München; ISBN 978-3446421688
- [25] Donghua D.; Dongdong G.; Thermal behavior and densification mechanism during selective laser melting of copper matrix composites: Simulation and experiments; College of Material Science and Technology, Nanjing University of Astronautics, Nanjing, China, 2013, Materials and Design 55 (2014) 482-491
- [26] M. Rombouts, Froyen, J. Van Humbeeck; Selective Laser Sintering/ Melting of iron-based powders, 2006; Faculteit Ingenieurwetenschappen Katholieke University Leuven, Auflage 1; ISBN 978-9056827311
- [27] C. Konrad; Analysis of heat transfer in subcooled metal powder subjected to pulsed laser heating: Mechanical & Aerospace Engineering; MA; 2005
- [28] F. Klocke, C. Wagner, C. Ader; Development of an integrated model for selective laser sintering; In: Proc. 36th CIRP International Seminar of Manufacturing Systems Saarbrücken, 2003, S387-392
- [29] H. Schubert; Food particle Technology; Part I: Properties of particles and particulate; J. Food Eng. 1987; Volume 6, Issue 1; S1-32

- [30] Simchi A.; The Role of the Particle Size on the Laser Sintering of Iron Powder; In: Metallurgical and Materials Transactions B, 35/5; 2004, Tehran, Iran, S937-948
- [31] E. Teunou, J. Fitzpatrick, E. Synnott; Characterization of food powder flowability; Journal of Food Engineering 39, 1999, S31-37
- [32] P. Karapatis; A sub-process approach of selective laser sintering; PhD thesis, Ecole Polytechnique Federale de Lausanne; Switzerland; 2002
- [33] J. K. Prescott, R. A. Barnum; On powder flowability: Pharmaceutical technology 24 (10), S60-236; 2000
- [34] ASM Handbuch; vol.7 Powder metal technologies and applications. ASM International Handbook, OH, 2015; ISBN 978-1-92708-089-3
- [35] V. Mikli, H. Käerdi, P. Kulu, M. Besterci; Characterization of powder particle morphology, in Proceeding of Estonian Academy of Sciences, Engineering, vol. 7 S 22-34; 2001
- [36] H. E. Cline, T. R. Anthony; Heat treating and melting material with a scanning laser or electron beam; Journal of Applied Physics 48, 3895-3900; 1977
- [37] <https://www.researchgate.net>; The-Gaussian-distribution-of-effective-heat-for-a-laser-source-with-50-W; 20.05.2018
- [38] E. Abele, Prof. J. Metternich; Neue Möglichkeiten der additiven Fertigung von metallischen Mikroteilen, Institut für PTW Darmstadt; Technische Universität Darmstadt; Dresden; 2015
- [39] J. P. Kruth, L. Froyen, J. Van Vaerenbergh, P. Mercelis, M. Rombouts, B. Lauwers. Selective laser melting of iron-based powder, J. Materials Process. Technol. 194/1-3: S616-622; 2004
- [40] Y. A. Song; Experimental Study of basic process mechanism for direct selective laser sintering of low-melting metallic powder; College International pour la Recherche en Productique Annals 46/1:127-130; 1997
- [41] M. Gasch; Ein Modell des Lasersintermechanismus von metallischen Pulvern; IMW-Institutsmittteilung Nr. 38 ;2013, S63-76
- [42] W. Kurz und D.J. Fisher; Fundamentals of solidification; 1998; Trans Tech Publications; Uetikon-Zuerich; ISBN 0-87849-523-3
- [43] A. Ott; Oberflächenmodifikation von Aluminiumlegierungen mit Laserstrahlung: Prozessverständnis und Schichtcharakterisierung; Dissertation, Stuttgart, Herbert Utz Verlag; München; 2009
- [44] G. Zenzinger, J. Bamberg, B. Henkel, T. Hess, A. Ladewig; Online- Prozesskontrolle bei der additiven Fertigung mittels Laserstrahlschmelzen; MTU Aero Engines AG; München; 2014, Zfp-Zeitung 140; S 51-54

-
- [45] D. Powazka, H. Leitner, M. Brune, W. Eichlseder, H. Oppermann; Fertigungsbedingte Einflüsse auf die Schwingfestigkeit von Al-Gussbauteilen; Giesserei, S 34-42; vol. 97, No. 7, Gießerei-Verlag, Düsseldorf
- [46] H. E. Helmer; Additive Fertigung durch Selektives Elektronenstrahlschmelzen der Nickelbasis Superlegierung IN718: Prozessfenster, Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften, Chair of Materials Science and Engineering of Metals, vol. Dr.-Ing Erlangen: Friedrich Alexander Universität Erlangen-Nürnberg; 2017
- [47] www.nms-garsten.at/Wärmeleitung.pdf; 04.08.2018, S1
- [48] M. Kynast, M. Eichmann, G. Witt; Rapid. Tech: International trade show & conference for additive manufacturing; Hanser; Erfurt 2017; ISBN 978-3-446-45459-0
- [49] E. Beyer, C. Emmelmann, L. Overmeyer, R. Poprawe; Generative Fertigung; WLT-Wissenschaftliche Gesellschaft Lasertechnik e. V.; WLT-Whitepaper; Aachen 2012, Herbert Utz Verlag GmbH
- [50] Materialdatenblatt EOS MaragingSteel MS1; 15.08.2018
- [51] S. J. Merkt; Qualifizierung von generativ gefertigten Gitterstrukturen für maßgeschneiderte Bauteilfunktionen; Doktorarbeit; RWTH Aachen; Veröffentlicht auf dem Publikationsserver der RWTH Aachen University 2016; DDC: 620
- [52] H. Schleifenbaum; Maschinen- und Verfahrensentwicklung zum High Power Selective Laser Melting (HP SLM) für die individualisierte Produktion; Dissertation RWTH; Shaker Verlag, Aachen 2012; ISBN 978-3-8440-0689-6
- [53] H. Cornelius; Kupfer im technischen Eisen; Reine und angewandte Metallkunde in Einzeldarstellung; Springer Verlag Berlin Heidelberg GmbH; 1940; ISBN 978-3-642-90918-4
- [54] E. Houdremont; Handbuch der Sonderstahlkunde; Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH 1943; 978-3-642-51320-6
- [55] S. Hasse, Herg. Gießerei-Lexikon, Fachverlag Schiele und Schön Auflage 19 Berlin 2007; ISBN 978-3794907533
- [56] L. Northcott, C. J. Leadbeater; Iron Steel Institute; Spec. Rep. No. 38; London 194, S142-150
- [57] E. Jänecke; Kurzgefasstes Handbuch aller Legierungen, Springer Verlag Berlin Heidelberg GmbH 1937, ISBN 9783662348512
- [58] T. Ishiwara; T. Yonekura, T. Ishigaki; Sci. Rep. Tohoku Univ. 1926
- [59] W. Schatt, K.- P. Wieters, B. Kieback; Pulvermetallurgie: Technologie und Werkstoffe 2 Ausgabe bearbeitet und erweitert, Berlin, Springer Verlag, ISBN 9783540236528
- [60] R. Langner und K. Rust; Herstellung und Eigenschaften von CuCr und CuCrZr. Neue Hütte Auflage 12 1967, 9, S550-555
- [61] Deutsches Kupferinstitut; CuCr1Zr Datenblatt; 22.06.2018
-

- [62] <https://www.bohler-edelstahl.com/media/W722DE.pdf>; 14.08.2018; Böhler Edelstahl
- [63] Benmek; Techn. Mitt. Krupp 2 Jg.; 1934
- [64] E. Houdremont; Einführung in die Sonderstahlkunde; Verlag von Julius Springer Berlin 1935; ISBN 978-3-642-47534-4
- [65] P. Melchior; Metallkunde 21; 1969 S22-24
- [66] G. Zapf; Untersuchungen an Sinterlegierungen aus binären Systemen Eisen-Chrom und dem ternären System Eisen-Chrom-Kupfer, Forschungsberichte des Landes Nordrhein-Westfalen Nr. 2430; Westdeutscher Verlag Opladen 1974, Opladen, 978-3-531-02430-1
- [67] T. J. Karwan, J Krol, S Ksiezarek.; A new Cu-Fe Alloy with high Iron Content; Erzmetall 56, 2003
- [68] <http://www.nordtole-cs.com/de/systeme/tumbler-mischer/>; 20.06.2018
- [69] H. Krauss; Qualitätssicherung beim Laserstrahlschmelzen durch schichtweise thermografische In-Process-Überwachung; Doktorarbeit TU München; Herbert Utz Verlag; München; 2017, ISBN 978-3-8316-4628-9
- [70] D. Buchbinder, W. Meiners, E. Brandl, F. Palm, K. Müller-Lohnmeier, M. Wolter, C. Over, W. Moll, J. Weber, N. Skrynecki, J. Grad, V. Neubert 2010. Abschlussbericht-Generative Fertigung von Aluminiumbauteilen für die Serienproduktion; 01RJIO639A-D, BMBF. Projekt-AluGenerativ. Fraunhofer ILT, Aachen, Deutschland
- [71] Ch. Wallis, B. Buchmayr- on microstructure and propaties of CuCrZr produced by laser-powder bed fusion; Montanuniversität Leoben, Österreich, 2018, not published
- [72] C. Wallis, B. Buchmayer, M. Kitzmantel. Witt; Hybride Werkstoffsysteme mit komplexer 3D Struktur zu Fertigung von Hochleistungs-Kühlkörper;Rapid.Tech .International Trade Show &Conference for Additive Manufacturing, Hanser Verlag 2017
- [73] T. Grandl, Automation and evaluation of flash- thermography; Montanuniversität Leoben, Österreich, Institut für Automation
- [74] Konstruktion; Zeitschrift für Produktentwicklung und Ingenieur-Werkstoffe, Hochleistungslaser für effizientere Produktionsprozesse beim Schweißen von Kupfer; Springer VDI-Verlag; 07/08-2017
- [75] M. Munsch; Reduzierung von Eigenspannungen und Verzug in der laseradditiven Fertigung; Schriftenreihe Lasertechnik: Band 6; Cuvillier Verlag, Göttingen, Deutschland
- [76] P. Mercelis, J.P. Kruth; Residual stresses in selektive Laser sintering and selective laser melting; Department of Mechanical Engineering; Leuven, Belgien, Universität of Leuven; Rapid Prototyping Journal, Vol. 12 Issue: 5, pp.254-265, <https://doi.org/10.1108/13552540610707013>, Emerald Group Publishing Limited 2006
- [77] <https://www.rime.de/wiki/spannungs-dehnungs-diagramm/>; 02.08.2018

- [78] Grundpraktikum, Versuchsreihe: Materialwissenschaft, Schalgartige Belastung B305; Christian-Albrechts-Universität zu Kiel; 2014
- [79] <https://www.calculand.com/einheiten-umrechnen/stoffe-liste.php?gruppe=Elastizit%C3%A4tsmodul+%28E%29%2C+E-Modul&einheit=1e9--GPa>; 02.08.2018
- [80] R. Kindmann, M. Stracke; Verbindungen im Stahl- und Verbundbau; Wilhelm Ernst & Sohn Verlag für Architektur und technische Wissenschaften GmbH & Co. KG; Berlin 2012; ISBN 978-3-433-03020-2
- [81] C. Wissner; Beiträge zum Fail Safe Verhalten; KIT Scientific Publishing; Doktorarbeit des Karlsruher Institutes für Technologie, 2010, ISBN 978-3-86644-520-8
- [82] D. Aurich; Bruchvorgänge in metallischen Werkstoffen; Werkstofftechnische Verlagsgesellschaft GmbH, 1978
- [83] S. Sähne, H. Göldner, M. Schaper, E. Kullig, R. Fodhail, P. Seliger; Beanspruchungsparameter für Risse und Kerben bei statischer und zyklischer Belastung; Technische Mechanik 8 1987
- [84] www.innorat.ch; Werkstoffe: Umrechnung Zugfestigkeit in Härte; 02.08.2018
- [85] E. O. Olakanmi, R.F. Cochrane, K. W. Dalgarno; A review on selective laser sintering/melting of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties; Progress in Mat Sci Volume 74, 2015, S401-477
- [86] U. Diltthey; Schweißtechnische Fertigungsverfahren Band 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, Ausgabe 3 bearbeitet 2005, Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 2005, ISBN 978-3-540-21674-2
- [87] Heißrisse in austenitischen Stählen, Schlussbericht Forschungsstelle Fraunhofer-Institut für Werkstoff- und Stahltechnik; Dresden 2013
- [88] <http://www.chemie.de/lexikon/Kupfer.html>; 15.08.2018
- [89] W. J. Parker, R. J. Jenkins, C. P. Butler, G. L. Abbott; Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity and Thermal Conductivity; Journal of Applied Physics, Volume 32, Nr. 32, U.S. Naval Radiological Laboratory, San Francisco 24, California;1960, S1679-1684
- [90] www.chemie.de/lexikon/Temperaturleitf%C3%A4higkeit.html; 04.08.2018
- [91] Y. Okita, Y. Yamada-Pittini, R. Watanabe; Thermal conductivity of functionally graded Fe-Cu-C alloy processed by liquid phase sintering and carburization, Department of Materials Processing, Z. Metallkd. 96 (2005) 2, S135-140
- [92] K. Kempen; I. Thijst, B. Vrancken, S. Buls, J. Van Humbeeck, J.P. Kruth, Producing crack-free, high density M2 HSS parts by Selective Laser Melting Pre-heating the baseplate; Department of Mechanical Engineering, Austin, TX Leuven 2013, S131-139
- [93] http://www.simeko.ch/pdf/2c_Werkstoffe_fuer_Lager_und_Formteile.pdf; 16.08.2018

- [94] G. Spur, A. Bührig-Polaczek, W. Michaeli; Handbuch Umformen, Handbuch der Fertigungstechnik; Carl Hanser Verlag; München 2014
- [95] <http://sgtbronze.ch/index.php/4-sinterformteile>; 16.08.2018
- [96] R. Ratzl, Vorlesung: Pulvermetallurgische Werkstoffe; Montanuniversität Leoben 20.08.2018

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1: Einteilung der Fertigungsverfahren DIN 8580 [4]	2
Abbildung 2.2: Herstellung additiv gefertigter Bauteile [8]	3
Abbildung 2.3: Schichtbauweise einer Skulptur [5]	4
Abbildung 2.4: Prozessfolge von CAD-Datensatz bis hin zum Produkt [10]	4
Abbildung 2.5: Stufige Oberfläche als Folge von Schichttechnologien [2]	5
Abbildung 2.6: Anwendungsebene der Additiven Fertigungsverfahren [5]	6
Abbildung 2.7: Anschauungsmodell/ Konzeptmodell [12]	7
Abbildung 2.8: Funktional Prototyping realisiert durch einstellbares Luftauslassgitter [12]	7
Abbildung 2.9: L-PBS-Verfahren hergestelltes Scharnier [12]	8
Abbildung 2.10: Direct Tooling hergestelltes Werkzeug zur Herstellung von Golfbällen [12]	8
Abbildung 2.11: Klassifizierung generative Fertigung von metallischen Bauteilen [15]	9
Abbildung 2.12: Verfahrensprinzip L-PBS oder Laserstrahlschmelzen [20]	10
Abbildung 2.13: Schematische Darstellung [24]	11
Abbildung 2.14: Wechselwirkungen beim Laserstrahl-Pulverbettenschmelzen [26]	12
Abbildung 2.15: Prozessparameter beim Metall- Laserstrahlschmelzen [16]	13
Abbildung 2.16: Einflussgröße Partikelgröße auf Bauteildichtheit und Festigkeit [29]	15
Abbildung 2.17: Einfluss der Partikelgröße auf Fließfähigkeit [29]	15
Abbildung 2.18: Partikelgrößenverteilung des Beispiepulvers AlSi10Mg [16]	16
Abbildung 2.19: Prinzip Lasersintern/ Schmelzen mit Prozessgrößen [24]	18
Abbildung 2.20: Gauß- förmiges Intensitätsprofil für den Laser-Schweißprozess [37]	19
Abbildung 2.21: Bauteildichtheit als Funktion von Laserleistung und Scangeschwindigkeit [24]	19
Abbildung 2.22: Prozessfenster beim L-PBF [38]	20
Abbildung 2.23: Beobachtungen während des Lasersinterprozesses mit einer Hochgeschwindigkeitskamera [40]	21
Abbildung 2.24: G-v Diagramm [42]	22
Abbildung 2.25: Schwingfestigkeitslinie für AlMg5Si2Mn [45]	23
Abbildung 2.26: Varianten der Belichtungsmuster [24]	24
Abbildung 2.27: Schweißbahn a) auf der Grundplatte, b) auf zuvor umgeschmolzener Schicht [11]	25
Abbildung 2.28: Abhängigkeit der Wöhlerkurve von L-PBF gefertigtem AlSi10Mg von der Aufbaurichtung [69,70]	25
Abbildung 2.29: Binäres Zustandsschaubild Eisen-Kupfer [55]	27
Abbildung 3.1: HELOS-Partikelgrößenanalyse Maraging Stahl-Pulver	32
Abbildung 3.2: TLS Technik Pulveranalyse CuCrZr	32
Abbildung 3.3: Ausgangsmaterial der vier Chargen	33
Abbildung 3.4: Mischvorgang mittels Tumbler Mischer	33
Abbildung 3.5: Laserstrahl-Pulverbettenschmelzanlage EOSINT M280 a) Anlage, b) Prozesskammer	35
Abbildung 3.6: Zugprüfkörper aus L-PBF-Verfahren nach DIN 50125	36

Abbildung 3.7: Zeit-Temperaturkurve der Wärmebehandlung.....	37
Abbildung 3.8: schematische Darstellung des Blitzlichtthermografen	38
Abbildung 4.1: Bilderreihenfolge für die Analyse (Charge 3); a) Schliffbild, b) Graustufe, c) Rotauszug	39
Abbildung 4.2: Verteilung von CuCrZr in den Chargen.....	40
Abbildung 4.3: Bildgenerierung von a) Schliffbild, b) Falschfarbdarstellung	42
Abbildung 4.4: Schweißbahnen der Charge 1 in der Parameterstudie	42
Abbildung 4.5: a) Schweißbahnen und b) Testquader der Charge 1.....	43
Abbildung 4.6: Bauteildichtheit über Linienenergie Charge 1.....	44
Abbildung 4.7: Porenform, -größe und -verteilung der Parametersätze der Charge 1.....	44
Abbildung 4.8: Schweißbahnen der Charge 2 in der Parameterstudie	46
Abbildung 4.9: Schweißbahnen und Testquader der Charge 2	46
Abbildung 4.10: Bauteildichtheit über Linienenergie Charge 2.....	47
Abbildung 4.11: Porenform, -größe und -verteilung der Parametersätze der Charge 2.....	47
Abbildung 4.12: a) Schweißbahnen und b) Testquader der Charge 3.....	49
Abbildung 4.13: Vergleich Schweißbahnen mit geringen und hohen Energieeinträgen der Charge 3	49
Abbildung 4.14: Mikrostruktur von P5, P6, P11 und P15.....	50
Abbildung 4.15: metallografische Untersuchungen der restlichen Parameter von Charge 3	51
Abbildung 4.16: a) Schweißbahnen und b) Testquader der Charge 4.....	52
Abbildung 4.17: Vergleich Schweißbahnen mit geringen (P1, P6, P11) und hohen (P5, P10, P15) Energieeinträgen der Charge 4.....	53
Abbildung 4.18: a) Bauteildichtheit $\leq 99,5\%$ und b) Bauteildichtheit $\geq 99,5\%$	53
Abbildung 4.19: Parametersätze, die zu großen Rissen neigen	54
Abbildung 4.20: Parametersätze die ein feines Rissnetzwerk ausbilden	55
Abbildung 4.21: Auftreten von Poren und Mikrorissen in der Mikrostruktur.....	55
Abbildung 4.22: Mikrostruktur des verwendeten Parameters (P4)	55
Abbildung 4.23: Charakterisierung der Mikrostruktur von Charge 1-4, Gegenüberstellung as-built- und WB-Zustand.....	56
Abbildung 4.24: Vergleich Bauteildichtheit aus Parameterstudie und Zugprüfkörper (WB-Zustand)	58
Abbildung 4.25: Spannungs-Dehnungsdiagramm Charge 1 mit und ohne WB	59
Abbildung 4.26: Vergleich der Bruchflächen von den Zugprüfkörpern a) ohne WB, b) mit WB der Charge 1	60
Abbildung 4.27: Spannungs-Dehnungsdiagramm Charge 2 mit und ohne WB	61
Abbildung 4.28: Vergleich der Bruchflächen von den Zugprüfkörpern a) ohne WB, b) mit WB der Charge 2	62
Abbildung 4.29: Spannungs-Dehnungsdiagramm Charge 3 mit und ohne WB	63
Abbildung 4.30: Vergleich der Bruchflächen von den Zugprüfkörpern a) ohne WB, b) mit WB der Charge 3	64
Abbildung 4.31: Spannungs-Dehnungsdiagramm Charge 4 mit und ohne WB	65
Abbildung 4.32: Vergleich der Bruchflächen von den Zugprüfkörpern a) ohne WB, b) mit WB der Charge 4	65
Abbildung 4.33: Charge 1 bis 4 a) $R_{p0,2}$ und b) R_m	66
Abbildung 4.34: Spannungs-Dehnungslinien aller Chargen (mit und ohne WB).....	67
Abbildung 4.35: Ergebnisse der Härtemessungen nach Vickers	68

Abbildung 4.36: Darstellung der Chargen mit höchster Bauteildichtheit	68
Abbildung 4.37: Vergleich von den Zugfestigkeitswerten aus den Zugversuchen und der Umrechnung aus den Härtemessungen, im as-built-Zustand und WB-Zustand.....	69
Abbildung 4.38: Einfluss a) Risse und b) CuCrZr-Agglomerationen.....	70
Abbildung 4.39: geätzte Schliffbilder Charge 1 (P5, P _{Std}) mit 20-, 50- und 100-facher Vergrößerung	71
Abbildung 4.40: geätzte Schliffbilder Charge 2 (P5, P _{Std}) mit 20-, 50- und 100-facher Vergrößerung	72
Abbildung 4.41: geätzte Schliffbilder Charge 3 (P5, P7) mit 20-, 50- und 100-facher Vergrößerung	73
Abbildung 4.42: geätzte Schliffbilder Charge 4 (P4, P11) mit 20-, 50- und 100-facher Vergrößerung	74
Abbildung 4.43: Erstarrungsrisse im Zugprüfkörper a-b) Charge 3 P7 und c) Charge 4 P4	75
Abbildung 4.44: REM Analyse der Charge 3 mit WB und Detailansicht.....	76
Abbildung 4.45: REM-Aufnahme einer Erstarrungsfront mit Cu-Phase vor der Front	77
Abbildung 4.46: REM-Aufnahmen a-c) dendritische Erstarrungsstruktur.....	77
Abbildung 4.47: Temperaturleitfähigkeit über steigenden CuCrZr-Gehalt im as built- und WB-Zustand.....	78

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1: Direkte materialabhängige Eingabeparameter [28]	14
Tabelle 2.2: Formfaktoren von Pulverpartikeln [24]	17
Tabelle 2.3: chemische Zusammensetzung und physikalische Eigenschaften von CuCrZr [61].....	28
Tabelle 2.4: chem. Zusammensetzung und physikalische Eigenschaften von Maraging Stahl [50].....	29
Tabelle 3.1: Mischungen mit unterschiedlichen Gehalt an CuCrZr und Stahl-Pulver	32
Tabelle 3.2: Zeitintervalle des Mischvorganges	33
Tabelle 3.3: L-PBF Prozessparameter, bei $h=0,11\text{mm}$ und $s=0,04\text{mm}$	34
Tabelle 4.1: Ergebnisse der verschiedenen Mischintervalle mit Standardabweichung.....	40
Tabelle 4.2: Bauteildichtheit der Parametersätze von Charge 1.....	43
Tabelle 4.3: Bauteildichtheit der Parametersätze von Charge 2.....	47
Tabelle 4.4: Bauteildichtheit der Parametersätze von Charge 3.....	50
Tabelle 4.5: Bauteildichtheit der Parametersätze von Charge 4.....	54
Tabelle 4.6: Vergleich der Bauteildichtheit aus der Parameterstudie mit der Bauteildichtheit aus der Charakterisierung der Mikrostruktur.....	57
Tabelle 4.7: Auswertung der Kennwerte von Charge 1 ohne WB und mit WB.....	59
Tabelle 4.8: Auswertung der Kennwerte von Charge 2 im as-built-Zustand und mit WB.....	61
Tabelle 4.9: Auswertung der Kennwerte von Charge 3 ohne WB und mit WB.....	62
Tabelle 4.10: Auswertung der Kennwerte von Charge 4 ohne WB und mit WB	64
Tabelle 4.11: Gegenüberstellung der ermittelten Kennwerte von Charge 1 bis Charge 4 und MS [50]	66
Tabelle 4.12: HV 1 Messergebnisse von Charge 1-4 und MS	67
Tabelle 4.13: Umrechnung der Härtewerte in Zugfestigkeit laut DIN 50150 [84].....	69
Tabelle 4.14: chemische Zusammensetzung der Charge 1-4	75
Tabelle 4.15: Ergebnisse der Blitzlichtthermografie.....	78