



Lehrstuhl für Umformtechnik

Dissertation

Metallpulvercharakterisierung und
Werkstoffuntersuchungen von
Stahlwerkstoffen für den Laser Powder
Bed Fusion Prozess

Dipl.-Ing. Gerhard Franz Panzl, BSc

Februar 2020

Lehrstuhl für Umformtechnik

Department Product Engineering
Montanuniversität Leoben



DISSERTATION

METALLPULVERCHARAKTERISIERUNG UND WERKSTOFFUNTERSUCHUNGEN VON STAHLWERKSTOFFEN FÜR DEN LASER POWDER BED FUSION PROZESS

Eingereicht von:

Dipl.-Ing. Gerhard Panzl

Februar 2020

Zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der montanistischen Wissenschaften

Betreuer:

Buchmayr Bruno, Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont.

Lehrstuhl für Umformtechnik

Montanuniversität Leoben

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, 14. Februar 2020

Dipl.-Ing. Gerhard Panzl

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeiten als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Umformtechnik an der Montanuniversität Leoben und ich möchte mich an dieser Stelle bei einer Reihe von Personen bedanken, die mich während dieser Zeit besonders unterstützt haben.

Mein besonderer Dank ergeht an Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing Dr.mont. Bruno Buchmayr für die Möglichkeit, diese Arbeit zu verfassen und sein damit mir entgegengebrachtes Vertrauen. Neben der wissenschaftlichen Unterstützung und dem Ansporn, sich nicht mit den einfachen Antworten auf scheinbar einfache Fragestellungen zu begnügen und immer das große Ganze im Blickfeld zu behalten, verdanke ich ihm meine Begeisterung für das Betätigungsfeld meines täglichen Arbeitslebens.

Großen Dank möchte ich auch Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing Dr.mont. Christian Mitterer für seine Bereitschaft aussprechen, mir als Zweitbetreuer jederzeit für die Beantwortung sämtlicher Fragen zur Verfügung zu stehen.

Zusätzlich danke ich der Österreichischen Forschungsförderungsgesellschaft FFG für die Bereitstellung der finanziellen Mittel im Rahmen des Leitprojektes „addmanu“ zur Erforschung, Entwicklung und Etablierung der Generativen Fertigung in Österreich. Als Mitwirkende und stets hilfsbereite Kollegen im Projekt möchte ich Herrn Dipl.-Ing. Dr.mont. Alexander Walzl und Herrn Dipl.-Ing. Dr.mont. Christopher Wallis erwähnen.

Im Speziellen darf ich an dieser Stelle Frau Anna Köll für ihre tatkräftige und wertvolle Unterstützung meine spezielle Anerkennung aussprechen.

Den Mitarbeitern am Lehrstuhl für Umformtechnik Frau Bettina Brisberger, Herrn Ralph Ambrosch und Herrn Christian Stöckl danke ich für die freundliche Aufnahme und großartige Mithilfe bei der Bewältigung sämtlicher administrativer und technischer Aufgaben.

Stellvertretend für die Anton Paar GmbH in Graz gilt mein Dank Frau Dr. Christina Reichart, Herrn Dr. Timothy Aschl und Herrn Dr. Denis Schütz für die Bereitstellung eines Rheometers und die Hilfestellungen während der Durchführung der Untersuchungen.

Abschließend möchte ich die Menschen erwähnen, ohne deren Rückhalt und nicht enden wollende Geduld ich nicht an diesem Punkt in meinem Leben stehen würde. Meine Eltern Anna Maria und Gerhard Panzl, meine Schwester Sabine Panzl und ganz besonders meine Gattin Sandra Krause haben sehr großen Anteil an den wunderbaren Dingen, die mir wiederfahren sind und ich darf mich glücklich schätzen auf so einen enormen Rückhalt vertrauen zu dürfen. Vielen Dank!

Kurzfassung

Additive Fertigungsverfahren zur Herstellung metallischer Bauteile wie der Laser Powder Bed Fusion Prozess (L-PBF) kommen zum Einsatz, wenn komplexe und multifunktionale Bauteile aus Hochleistungswerkstoffen in kurzer Zeit verfügbar sein müssen. Aufgrund verfahrensbedingter Aspekte wie beispielsweise die hohen entstehenden Kosten (Anlagen- und Werkstoffkosten), eine eingeschränkte Werkstoffauswahl oder limitierte Bauteilgrößen sowie Bauteilstückzahlen, sind ein Großteil der Anwender in der Luft- und Raumfahrt, der Medizintechnik oder dem Motorsport angesiedelt. Als Ausgangsmaterial wird sphärisch zerstäubtes Metallpulver in einem sehr feinen Partikelgrößenbereich von 15 bis 45 (63) μm eingesetzt. Als Hauptkriterium für den Einsatz eines Stahlwerkstoffs im L-PBF Prozess ist der Kohlenstoffgehalt, respektive das sich während des Bauprozesses einstellende Härtemaximum anzusehen. Weist eine Legierung während der Bau- und Abkühlphase ein hohes Härteniveau auf, besteht die Gefahr von Rissbildung im Gefüge des Werkstoffs. Aus diesem Grund werden bei den derzeit angebotenen Standardgütern sehr niedrige Kohlenstoffgehalte eingestellt. In dieser Arbeit wurden unterschiedlichste Legierungskonzepte, auch mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt, auf ihre Prozessierbarkeit im L-PBF Prozess untersucht. Bei der Möglichkeit riss- und porenfreie Probekörper herzustellen, erfolgte die Ermittlung mechanisch-technologischer Kennwerte. Durch das breite Härtespektrum der untersuchten Legierungen konnte gezeigt werden, dass bei gegebener Schweißseignung und der Auswahl geeigneter Prozessparameter sowie einer optimierten Wärmebehandlungsstrategie Probekörper mit vergleichbaren Materialeigenschaften wie aus konventionell hergestelltem Material gefertigte Proben erzeugt werden können. Die Streuungen der ermittelten Kennwerte sind dabei äußerst gering. Eine Anpassung der Wärmebehandlung ist notwendig, da additiv gefertigte Proben aufgrund der äußerst raschen Abkühlung der kleinen Schmelzbäder und der zyklischen Wiedererwärmung beim Schichtaufbau im Allgemeinen zu einer höheren Materialhärte tendieren. Die Untersuchungen von Werkstoffen mit hoher Härte haben verdeutlicht, dass die in den meisten L-PBF Systemen verbaute Substratplattformheizung mit einer Maximaltemperatur von 200 °C nicht ausreicht, um den Mechanismen der Rissbildung entgegenzuwirken. Bei diesen Probenmaterialien konnten entweder Probekörper mit einem rissbehafteten Gefüge hergestellt werden, oder die auftretende Rissbildung und Delamination führte zu einem Abbruch des Bauvorgangs. Die Qualität des eingesetzten pulverförmigen Ausgangsmaterials ist ein entscheidender Faktor für die Eigenschaften der produzierten Bauteile. Die Prozessparameter für die Verarbeitung des Pulvers an einer L-PBF Anlage (Schichtstärke, Laserleistung, Scangeschwindigkeit, Hatchabstand) sind auf jedes Pulver gesondert abzustimmen. Neben der chemischen Zusammensetzung (bestimmt Schmelzpunkt und Erstarrungsintervall) oder optischen

Materialeigenschaften (Reflexion, Absorption) haben Pulver- und Partikeleigenschaften einen wesentlichen Einfluss auf die Prozessparameter sowie die Verarbeitungseigenschaften. Grundvoraussetzung für einen ungestörten Bauprozess und qualitativ hochwertige Bauteile ist ein möglichst homogenes und ebenes Pulverbett. Typischerweise werden bei L-PBF Anlagen die einzelnen Pulverschichten mit Hilfe eines mit einer Beschichter Klinge (Keramik, Schnellarbeitsstahl, Kunststoff) ausgestatteten Rakels aufgelegt. Das Verhalten der lose aufgeschobenen Pulverpartikel entscheidet über die Eigenschaften der Pulverschicht. Ein Vorteil von additiven Fertigungsverfahren liegt in der Wiederverwendbarkeit des zurückgewonnenen und aufbereiteten Pulverwerkstoffs. Es ist allerdings notwendig, die Änderungen der Pulvereigenschaften durch den Einsatz und die Aufbereitung zu berücksichtigen und gegebenenfalls die Prozessparameter anzupassen. Im zweiten Abschnitt dieser Arbeit wurden Pulverwerkstoffe mit Standardverfahren (nach VDI 3405) sowie mit Hilfe rheologischer Untersuchungsmethoden im Neuzustand und nach mehrmaligem Gebrauch analysiert und mit den Ergebnissen der mechanischen Kennwerte von Probekörpern verknüpft. Um die Pulverentwicklung durch den Einsatz im L-PBF Prozess bewerten zu können, wurde ein Stahlpulver in drei Fraktionen getrennt und diese sowie daraus hergestellte Mischungen mit Standardmethoden und rheologischen Verfahren untersucht. Es konnte gezeigt werden, dass einige zur Beschreibung von Pulvereigenschaften verwendete Standardcharakterisierungsmethoden bei AM-Pulvern nur unzureichende Informationen bieten, um die geforderten guten Fließeigenschaften bewerten zu können. Durch mehrmaligen Gebrauch konnten zwar Veränderungen der Pulvercharakteristik bestimmt werden, auf die mechanischen Eigenschaften der erzeugten Proben hatte dies aber keinen Einfluss. Die in dieser Arbeit angewendeten rheometrischen Untersuchungen liefern reproduzierbare Versuchsergebnisse, die zum einen sehr gute Übereinstimmung mit den Kennwerten der Standarduntersuchungen aufweisen (z.B. Schüttdichte) und zum anderen als geeignetes Werkzeug zur Beschreibung des Verhaltens von Pulverschüttungen, auch mit geringen Unterschieden der Pulvercharakteristik, herangezogen werden können. Ihre Eignung zur Beschreibung der Fließfähigkeit, Kompaktierbarkeit, Permeabilität und Zugfestigkeit von feinen Metallpulvern konnte sehr gut gezeigt werden. Die Kombination aus Standardpulvercharakterisierung und rheologischen Untersuchungsmethoden führt zu einem besseren Verständnis des Verhaltens von AM-Pulverwerkstoffen im L-PBF Prozess und kann zur Qualifizierung eines Pulvers wichtige Informationen liefern.

Schlagwörter:

Additive Fertigung, Laser Powder Bed Fusion, Pulvercharakterisierung, Pulverrheologie

Abstract

Additive manufacturing processes to produce metallic components like the laser powder bed fusion process are used, when complex and multifunctional parts made of high-performance materials must be manufactured in a short period of time. Due to process related aspects like high costs (machine and powder costs), a small selection of materials or limited component size and production quantities, the fields of application are still restricted to high-value parts for aerospace, medical or motorsport components. As feedstock material spherical atomized metal powders within a particle size range of 15 to 45 (63) μm are used. A main criterion for the usability of a steel powder would be the carbon content or rather the maximum hardness level of the material during the process. If the used materials exhibit high hardness values during the build and cooling phase, crack formation within the microstructure can be observed. Therefore, currently available steel powders show very low carbon contents. The first part of this work examines the usability of powder materials with different alloying concepts for the L-PBF process by means of parametric studies. Some of the alloys show a high carbon content and increased hardness values. If the parametric studies led to crack-free and non-porous samples, mechanical and technological characteristic values were evaluated and compared to standard materials. It could be shown that optimised L-PBF process parameters and adjusted heat treatments lead to similar and less scattered material property values in comparison to conventional fabricated materials. Since additive manufactured materials show higher hardness levels compared to standard materials, an adjustment of the heat treatment procedures is necessary. Most of the L-PBF systems enable the heating of the substrate plate to temperatures of about 200 °C, but it could be shown, that for materials with high hardness values it is insufficient to prevent cracks within the microstructure. For these materials either crack-containing samples could be produced, or the building process had to be cancelled due to delamination of the samples.

The quality of the used powder material is decisive for the properties of additively manufactured parts. For each metal powder, the process parameters (layer thickness, laser power, scan velocity, hatch distance) must be adjusted separately. Besides the chemical composition (melting point, solidification temperature range) or optical material properties (reflexion, absorption), powder and particle properties are an important factor for parameter settings and processing properties. In order to achieve undisturbed building processes, a smooth powder bed is a basic prerequisite for the L-PBF process. Therefore the metal powder is applied by a recoater with a blade made from ceramics, high speed steel or plastics. The behaviour of the loose placed powder particles is significant for the properties of the powder layers. One great advantage of the L-PBF process is the possibility to recycle and reuse the powder which surrounds the printed parts. Due to multiple reuse and recycling steps, changes of the powder

characteristics can lead to insufficient part quality and hence must be compensated by adjusting the process parameters. To investigate the impact of multiple reuse on the powder characteristics, various metal powders were tested according to standard (VDI 3405) and rheological examination methods and linked to the mechanical properties of fabricated samples. One steel powder was separated into three particle size fractions, blended at certain mixing ratios and tested. It could be shown that most of the standard methods are inappropriate for the characterization of the used metal powders. While multiple reuse led to different powder characteristics, the mechanical properties remained at the same levels. The applied rheometric methods of investigation achieve reproducible test results which are in good correlation with the results of the standard examination methods (e.g. bulk density). The rheometric methods are suitable to determine also minor differences in the powder characteristics. The studies have shown that powder characteristics like flowability, compressibility, permeability and tensile strength are important factors for the specification of metal AM powders. A combination of standard and rheological investigation methods leads to a better understanding of AM powders and provide a deeper insight into the qualification of a powder for the L-PBF process.

Keywords:

Additive Manufacturing, Laser Powder Bed Fusion, Powder Characterization, Powder Rheology

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung und Zielsetzung	1
1.1 Einführung in die additive Fertigung metallischer Komponenten.....	1
1.2 Zielsetzung der Arbeit.....	5
2. Stand der Technik.....	6
2.1 L-PBF Prozess und Prozessparameterstudien	6
2.1.1 L-PBF Prozess – Anlagentechnik und Datenverarbeitung	8
2.1.2 Aufbau einer Prozessparameterstudie	12
2.2 L-PBF Werkstoffe mit Fokus auf Stahlwerkstoffe	29
2.3 Pulvercharakterisierung metallischer AM-Pulver.....	34
3. Methodenplanung.....	46
3.1 Verwendete Pulverwerkstoffe	46
3.1.1 Werkstoff W1 – Kunststoffformenstahl 1.2764 (X19NiCrMo4).....	47
3.1.2 Werkstoff W2 – Warmarbeitsstahl 1.2343 (X38CrMoV5-1)	49
3.1.3 Werkstoff W3 – PM-Schneidwerkstoff MC90 Internet.....	50
3.1.4 Werkstoff W4 – Schnellarbeitsstahl HS10-2-5-8 (ähnlich 1.3253)	50
3.1.5 Werkstoff W5 – PM-Kunststoffformenstahl mit 0,54 %C.....	51
3.1.6 Werkstoff W6 – Kunststoffformenstahl mit 0,24 %C (ähnlich AISI 420).....	52
3.1.7 Werkstoff W7 – Duplex-Stahl 1.4501 (X2CrNiMoCuWN25-7-4)	53
3.1.8 Werkstoff W8 – Nickelbasis-Legierung 2.4668 (Inconel Alloy 718).....	53
3.1.9 Werkstoff W9 – Vergütungsstahl 1.7734 (14CrMoV6-9).....	54
3.1.10 Werkstoff W10 – Martensitischer Stahl 1.4542 (X5CrNiCuNb16-4).....	54
3.1.11 Werkstoff W11 – Weichmartensitischer Stahl 1.4317 (GX4CrNi13-4)	55
3.2 Parameterstudien	55
3.3 Mechanisch-technologische Untersuchungen.....	57
3.4 Pulvercharakterisierung.....	57
3.4.1 Gewinnung des Probenmaterials	57
3.4.2 Charakterisierung nach VDI Richtlinie 3405	59
3.4.3 Pulverrheologie	59
4. Versuchsdurchführung	62
4.1 Parameterstudien der untersuchten Stahlwerkstoffe.....	62
4.2 Pulvercharakterisierung für W10 und Vergleichspulver W11	68
5. Ergebnisse und Diskussion	70
5.1 Verwendbarkeit von Stahlwerkstoffen im L-PBF Prozess	70
5.1.1 Werkstoff W1 – Kunststoffformenstahl 1.2764 (X19NiCrMo4).....	70
5.1.2 Werkstoff W2 – Warmarbeitsstahl 1.2343 (X38CrMoV5-1)	80
5.1.3 Werkstoff W3 – PM-Schneidwerkstoff MC90 Internet.....	81

5.1.4	Werkstoff W4 – Schnellarbeitsstahl HS10-2-5-8 (ähnlich 1.3253)	82
5.1.5	Werkstoff W5 – PM-Kunststoffformenstahl mit 0,54 %C.....	83
5.1.6	Werkstoff W6 – Kunststoffformenstahl mit 0,24 %C (ähnlich AISI 420).....	85
5.1.7	Werkstoff W7 – Duplex-Stahl 1.4501 (X2CrNiMoCuWN25-7-4)	93
5.1.8	Werkstoff W8 – Nickelbasis-Legierung 2.4668 (Inconel Alloy 718).....	96
5.1.9	Werkstoff W9 – Vergütungsstahl 1.7734 (14CrMoV6-9).....	99
5.1.10	Werkstoff W10 – Martensitischer Stahl 1.4542 (X5CrNiCuNb16-4).....	100
5.1.11	Werkstoff W11 – Weichmartensitischer Stahl 1.4317 (GX4CrNi13-4)	101
5.2	Pulvercharakterisierung – Standarduntersuchungen und Rheologie.....	105
5.2.1	W10 – Baujobs und Vergleichspulver W11 (1.4317, Hersteller 2)	105
5.2.1.1	Partikelgrößenverteilung, Fließdauer, Schüttdichte.....	105
5.2.1.2	Rheometeruntersuchungen - Baujobs von W10 und W11	108
5.2.2	W10 – Fraktionen.....	117
5.2.2.1	Partikelgrößenverteilung, Schüttdichte, Fließdauer.....	117
5.2.2.2	Rheometeruntersuchungen - Fraktionen von W10.....	119
5.2.3	W10 – Mischungen	125
5.2.3.1	Mischungsverhältnisse, Fließdauer, Partikelgrößenverteilung	125
5.2.3.2	Rheometeruntersuchungen - Mischungen von W10	128
6.	Globale Diskussion und Bewertung der Versuchsergebnisse	142
7.	Zusammenstellung wesentlicher Erkenntnisse und Ausblick.....	144
	Abkürzungsverzeichnis.....	146
	Literaturverzeichnis.....	147
	Abbildungsverzeichnis.....	155
	Tabellenverzeichnis.....	160
	Anhang	163

1. Einleitung und Zielsetzung

1.1 Einführung in die additive Fertigung metallischer Komponenten

Moderne Fertigungsprozesse für Metallbauteile sind getrieben durch steigende Anforderungen bezüglich der Eigenschaften der zu verarbeitenden Werkstoffe, der Komplexität der zu erzeugenden Bauteile sowie erhöhter Prozesseffizienz bezogen auf Energie- und Materialeinsatz. Als Hauptkriterium für den erfolgreichen Einsatz eines Fertigungsverfahrens gilt die Voraussetzung, neuartige Produktionsansätze umzusetzen und eine ressourcenschonende Produktion zu ermöglichen. Bei zahlreichen Herstellungsverfahren fallen Reststoffe an, welche unter erheblichem Aufwand aufzubereiten oder zu entsorgen sind. Anders als bei subtraktiven Verfahren, wo ausgehend von einem Rohling Material bis zur geforderten Endgeometrie abgetragen wird, wird bei additiven Fertigungsverfahren das Bauteil möglichst endkonturnah aufgebaut [1]. Idealerweise kann der Materialverbrauch dem Bauteilvolumen angenähert und das Restmaterial wiederverwendet werden [2]. Das Werkstoffangebot umfasst Kunststoffe und Metalle, wobei der Materialeinsatz von Kunststoffen gegenüber dem von Metallen deutlich dominiert. Im Jahr 2018 umfasste der weltweite Verkauf von AM-Materialien 1,495 Mrd. USD, wobei ca. 80 % dem Kunststoffsektor zuzurechnen sind (Abbildung 1-1) [3].

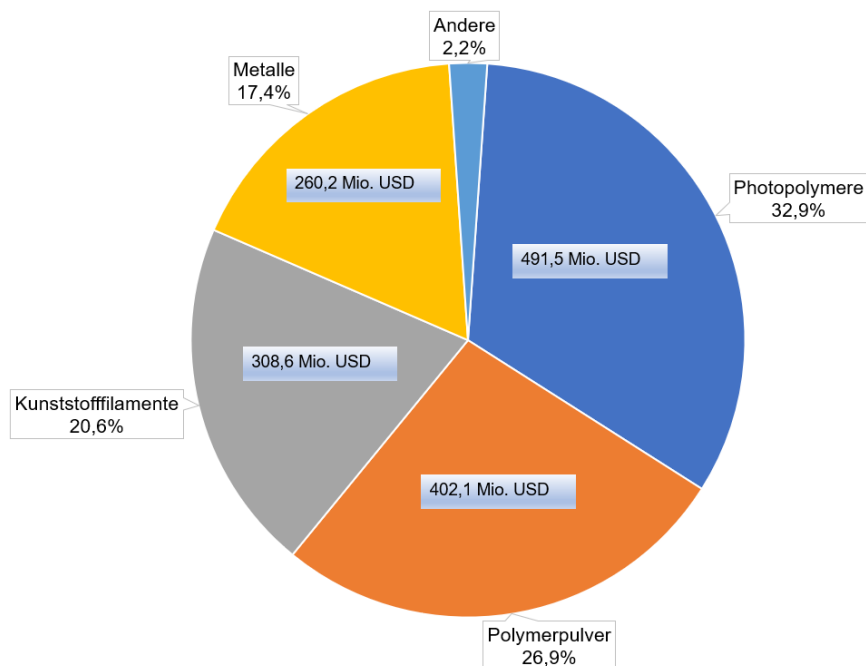


Abbildung 1-1: Verteilung des weltweiten Materialeinsatzes im AM-Bereich sowie der Umsatz mit den entsprechenden Materialien für das Jahr 2018 [3]

Bei der Anwendung von additiven Fertigungsverfahren zur Herstellung von Metallbauteilen können verschiedenste Metallwerkstoffe durch eine Vielzahl unterschiedlicher Verfahren verarbeitet werden. Im Allgemeinen kann das Ausgangsmaterial als Pulver, Draht oder Blech den jeweiligen Prozessen zugeführt werden [4]. Der pulverbettbasierte Laser Powder Bed Fusion Prozess (L-PBF) zählt dabei zu den wichtigsten Vertretern dieser Technologien. Neben Aluminium- und Nickelbasislegierungen sowie Reintitan bzw. Titanlegierungen zählen Stahlwerkstoffe zu den meist verwendeten Werkstoffen [5]. Die Anzahl der zur Verfügung stehenden Werkstoffe wird laufend vergrößert, wobei es sich bei den angebotenen Stahllegierungen hauptsächlich um Werkzeugstähle und korrosionsbeständige Güten handelt. Die wirtschaftliche Entwicklung der AM-Branche weist starkes Wachstum sowohl im Anlagen- wie auch im Pulverabsatzmarkt, aber auch im Dienst- und Serviceleistungssektor auf. Abbildung 1-2 zeigt die Entwicklung der weltweiten Verkaufszahlen von metallbasierten AM-Systemen von 2002 bis 2018.

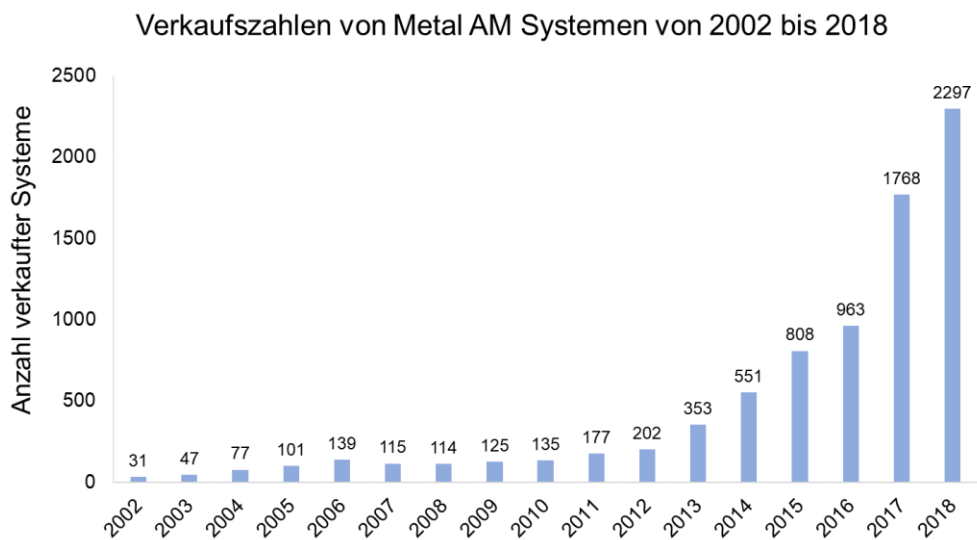


Abbildung 1-2: Anzahl verkaufter Metal AM-Anlagen von 2002 bis 2018 [3]

Bei der Verwendung von Pulver als Ausgangsmaterial dominieren pulverbettbasierte Fertigungsverfahren, mit denen das Bauteil in einem schichtweise aufgetragenen losen Pulverbett erzeugt wird. Im L-PBF Prozess wird ein Bauteil durch das selektive Erschmelzen von Metallpulver unter Verwendung eines Lasers als Energiequelle Schicht für Schicht aufgebaut. Die Art und Beschaffenheit des verwendeten Metallpulver und somit das Verhalten während der Verwendung und Wiederaufbereitung sind für den Prozess von entscheidender Bedeutung. Der weltweite Absatz von Ausgangswerkstoffen für die Erzeugung metallischer Bauteile mittels additiver Fertigung zeigt ähnlich zum Trend bei den AM-Systemen einen stark ansteigenden Verlauf (Abbildung 1-3, [3]).

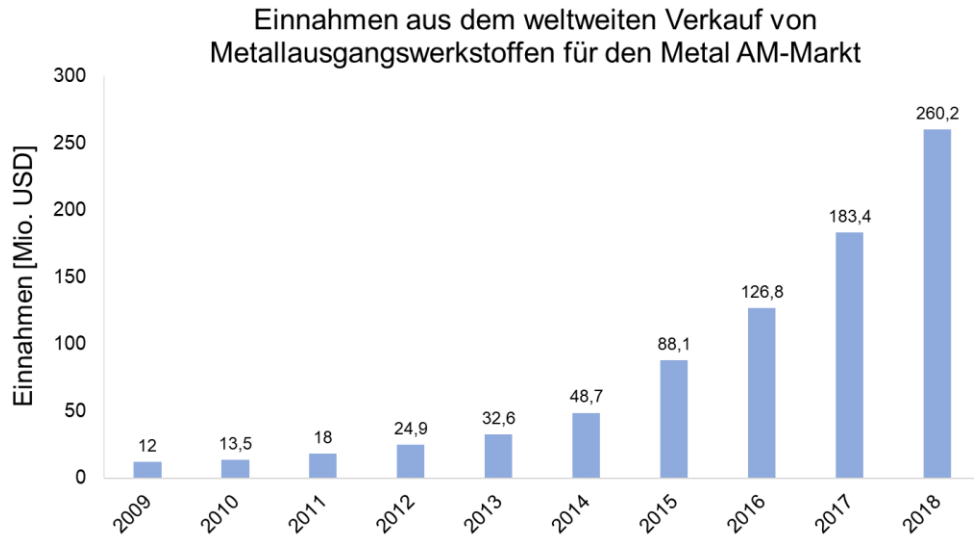


Abbildung 1-3: Weltweite Einnahmen aus dem Verkauf von Ausgangswerkstoffen für den Metal AM-Markt [3]

Die Anwendungsfelder der additiven Fertigung spannen einen weiten Bogen um Hightech-Bauteile für die Luft- und Raumfahrt, den Motorsport, die Automotive-Industrie, sowie in der Medizintechnik, im Werkzeugbau und Prototyping [6–8]. Limitierend für eine Erweiterung der Einsatzgebiete wirken die Beschränkung auf Kleinst- und Kleinserienfertigung, die limitierte Werkstoffauswahl und die derzeit hohen Fertigungskosten [9]. Die hohen Bauteilkosten sind ein Resultat der hohen Maschinenkosten und der mäßigen Produktionsgeschwindigkeit. Durch den schichtweisen Aufbau mit Schichtstärken von 20-80 μm und der verfahrensspezifischen Limitierung der Pulverauftragungsgeschwindigkeit, werden Bauteilerzeugungsdauern von über 100-150 Stunden erreicht. Darüber hinaus wird für die wirtschaftliche Bauteilplanung und -produktion fundiertes Wissen über den Prozess, das Materialverhalten und die Bauteilgestaltung vorausgesetzt.

Um mit Metallpulver Bauteile mit vergleichbaren Materialeigenschaften wie durch die Herstellung mittels konventioneller Fertigungsverfahren produzieren zu können, sind aufwendige Prozessparameterstudien zur Auswahl geeigneter Prozessstellgrößen notwendig. Neben den durch die Anlagenkonfiguration vorgegebenen Prozessparametern (Wellenlänge und Fokusbereich des Lasers, Restsauerstoffgehalt, Bauraumtemperatur) sind frei wählbare Prozessparameter wie Laserleistung, Scangeschwindigkeit oder Schichtstärke für jedes Metallpulver gesondert herauszufinden. Wie in dieser Arbeit gezeigt werden konnte, stellt die chemische Zusammensetzung von Stahlwerkstoffen und das damit einhergehende Materialhärteniveau ein Hauptkriterium bei der Beurteilung der Verwendbarkeit einer Legierung für den L-PBF Prozess dar. Werkstoffe, die bereits während des Produktionsprozesses eine hohe Härte und damit eine niedrige Duktilität aufweisen, neigen zu Rissbildung und Delamination und führen meist zu einem Abbruch des Prozesses. Bei

Werkstoffen die rissfrei verbaut werden können, sind nach einer Anpassung der Wärmebehandlungsprozeduren vergleichbare mechanisch-technologische Eigenschaften wie bei herkömmlichen Herstellrouten erreichbar.

Ein wichtiger Produktionsfaktor, der den Prozess maßgeblich beeinflusst, ist das eingesetzte Metallpulver und dessen Pulvercharakteristik. Für den Einsatz im L-PBF Prozess wird für die Pulverpartikel eine möglichst sphärische Form ohne anhaftende kleine Partikel, sog. Satelliten, angestrebt. Abbildung 1-4 zeigt unterschiedliche Partikel eines Stahlpulvers, wie sie bei der Verdüsung entstehen können. Runde Partikel weisen im Gegensatz zu spratzigen Pulvern eine bessere Fließfähigkeit auf, was sich beim Beschichtungsvorgang im L-PBF Prozess positiv auf die Pulverbettqualität auswirkt.

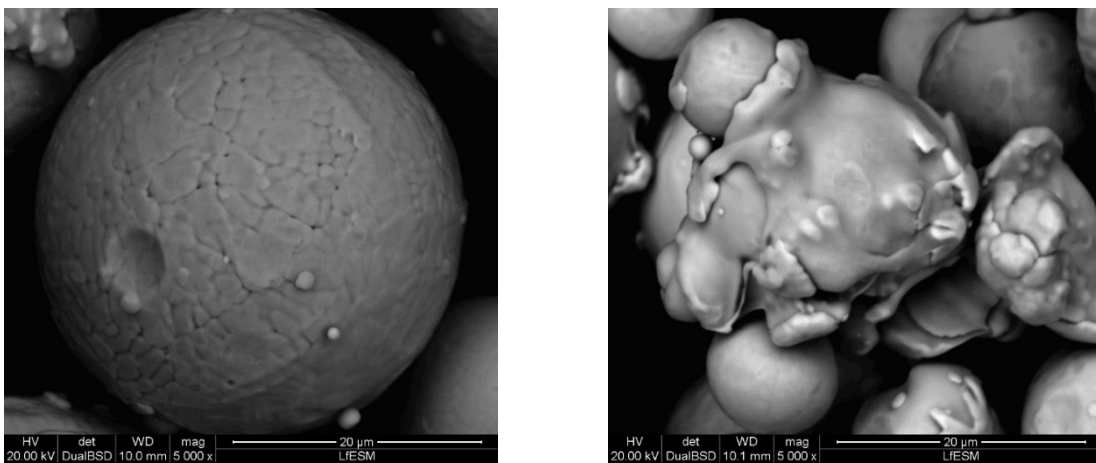


Abbildung 1-4: REM-Aufnahmen zweier unterschiedlich geformter Pulverpartikel eines der untersuchten Stahlpulver (W10)

Eine Vielzahl der zur Charakterisierung von Pulvereigenschaften zur Verfügung stehenden Methoden, die auch zur Beurteilung der Gebrauchseigenschaften granularer Systeme zum Einsatz kommen, sind für eine Anwendung bei den meisten AM-Pulvern ungeeignet. Ein genaues Verständnis für das Verhalten des Pulverwerkstoffs während des Bauprozesses und die Veränderung der Pulvereigenschaften durch die Verwendung und Aufbereitung im L-PBF Prozess sind unabdingbar. Durch eine Kombination aus Standarduntersuchungen (VDI3405, Blatt 2.3) und rheologischen Untersuchungsmethoden kann eine Aussage über das zu erwartende Pulververhalten getroffen werden.

Mit dem nationalen FFG-Leitprojekt „addmanu“ wurde die Erforschung, Entwicklung und Etablierung der additiven Fertigung von Mai 2015 bis April 2018 in den Mittelpunkt österreichischer Forschungsaktivitäten gestellt. Generative Fertigungsverfahren wurden als Leittechnologien definiert und in zahlreichen Projekten erforscht und weiterentwickelt. Ein Teil der in dieser Arbeit vorgestellten Themengebiete sind im Rahmen dieses Leitprojektes entstanden.

1.2 Zielsetzung der Arbeit

Da das Materialverhalten und die Pulvercharakteristik eines AM-Pulverwerkstoffs entscheidend für die Eignung im L-PBF Prozess sind, werden in dieser Arbeit die Prozessierbarkeit und die Pulvereigenschaften unterschiedlichster Pulverwerkstoffe analysiert.

Ein Teil dieser Arbeit behandelt die Verwendbarkeit von elf unterschiedlichen Stahlwerkstoffen im L-PBF Prozess. Für die Untersuchungen werden Pulverwerkstoffe mit unterschiedlichsten Einsatzgebieten und chemischen Zusammensetzungen ausgewählt. Ein Teil der Legierungen wird mit Hilfe eines Siebvorganges in den für den L-PBF Prozess typischen Partikelgrößenbereich von ca. 15-45 μm klassiert. Für die Werkstoffe werden ausführliche Prozessparameterstudien an einer L-PBF Anlage (EOSINT M280) durchgeführt und bei der Möglichkeit einer Herstellung rissfreier Probekörper mechanisch-technologische Eigenschaften ermittelt. Anhand von Wärmbehandlungstudien werden die additiv gefertigten Proben auf vergleichbare Härtewerte wie die des konventionell hergestellten Vergleichsprobematerials gebracht und anschließend geprüft.

Des Weiteren wird die Wiederverwendbarkeit eines Metallpulvers und die mit dem Recyclingprozess verknüpften Änderungen der Pulver- und Materialeigenschaften untersucht. In diesem Zusammenhang werden Charakterisierungsmethoden nach VDI 3405 und rheologische Untersuchungsverfahren für metallische Pulver im Partikelgrößenbereich von 15 bis 45 μm angewendet. Für die Analyse der Veränderung der Pulvercharakteristik bei mehrmaliger Aufbereitung und Wiederverwendung wird ein Stahlpulvers (W10) im Neuzustand und nach jeweils fünf Bauprozessen analysiert. Um vergleichbare Prozessbedingungen garantieren zu können, werden mit dem gesamten Pulvervorrat bei jedem Baujob idente Probekörper mit der maximal erreichbaren Bauhöhe für die spätere Fertigung der Prüfkörper hergestellt. Nach jedem Baujob wird das verwendete Pulver, wie es der Standardablauf vorsieht, durch ein 80 μm -Einlegesieb in den Dosierschacht zurückgesiebt und anschließend durchgemischt. Der sich aus den Veränderungen des Pulvers ergebende Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der erzeugten Prüfkörper wird mittels Härte-, Zug- und Kerbschlagbiegeprüfung identifiziert.

2. Stand der Technik

Im ersten Teil dieses Kapitels wird das Technologieprinzip des L-PBF Prozesses mit den für dieses Fertigungsverfahren bedeutungsvollen Stellgrößen (Prozessparameter) behandelt. Im Anschluss folgen ein Überblick über die Verwendung von Stahlwerkstoffen in der pulverbettbasierten additiven Fertigung sowie ein Überblick über Möglichkeiten der Eigenschaftscharakterisierung der verwendeten Metallpulver.

2.1 L-PBF Prozess und Prozessparameterstudien

Bei den additiven Fertigungsverfahren wird im Gegensatz zu den subtraktiven Verfahren (Fräsen, Bohren, Drehen) ein Bauteil durch Hinzufügen von Volumenelementen bzw. Schichten kontinuierlich (z.B. Laserauftragschweißen - Laser Metal Deposition/LMD) oder schichtweise (L-PBF oder EBM - Electron Beam Melting) direkt (werkzeuglos) aufgebaut. Die dafür notwendigen Geometriedaten werden aus einem 3D-CAD-Modell entnommen. Das Ausgangsmaterial wird dem Prozess in Form von feinem Pulver zugeführt. Die pulverbettbasierten Fertigungsverfahren, d.h. das pulverförmige Ausgangsmaterial wird auf einer Substratplatte schichtweise aufgetragen, zählen in dieser Gruppe zu den häufigsten eingesetzten Technologien. Ausgehend vom „Selektiven Lasersintern“, bei dem die Pulverpartikel nicht komplett aufgeschmolzen, sondern über Sintervorgänge oberflächlich miteinander verbunden werden, folgten durch eine stetige Weiterentwicklung der Energiequellen (Laser bzw. Elektronenstrahl) Verfahren, die den Pulverwerkstoff vollständig schmelzen und ein Schmelzbad ausbilden [10]. Die Überführung des Pulverwerkstoffes in eine schmelzflüssige Phase ermöglicht die Herstellung von Bauteilen, welche sehr hohe relative Bauteildichten (>99,5 %) erreichen, ohne im Anschluss zusätzliche Nachbehandlungen (Tränken, Heiß-Isostatisches Pressen) zu erfordern. Das Eigenschaftsprofil additiv gefertigter Bauteile lässt sich mit dem durch herkömmliche Produktionsverfahren hergestellten Materialien vergleichen, wobei die erreichbare Bauteildichte (Porosität) maßgeblichen Einfluss darauf ausübt. Das Auftreten von Poren bzw. Fehlstellen (nicht vollständig aufgeschmolzene Pulverpartikel oder fehlende Anbindung) im Gefüge hängt dabei vor allem vom Pulverwerkstoff, den gewählten Prozessparametern und den Prozessbedingungen während des Bauvorgangs ab. Abbildung 2-1 zeigt mittels Ishikawa-Diagramm einen detaillierten Überblick über die Einflussfaktoren auf die Fertigung mittels L-PBF Prozess [11].

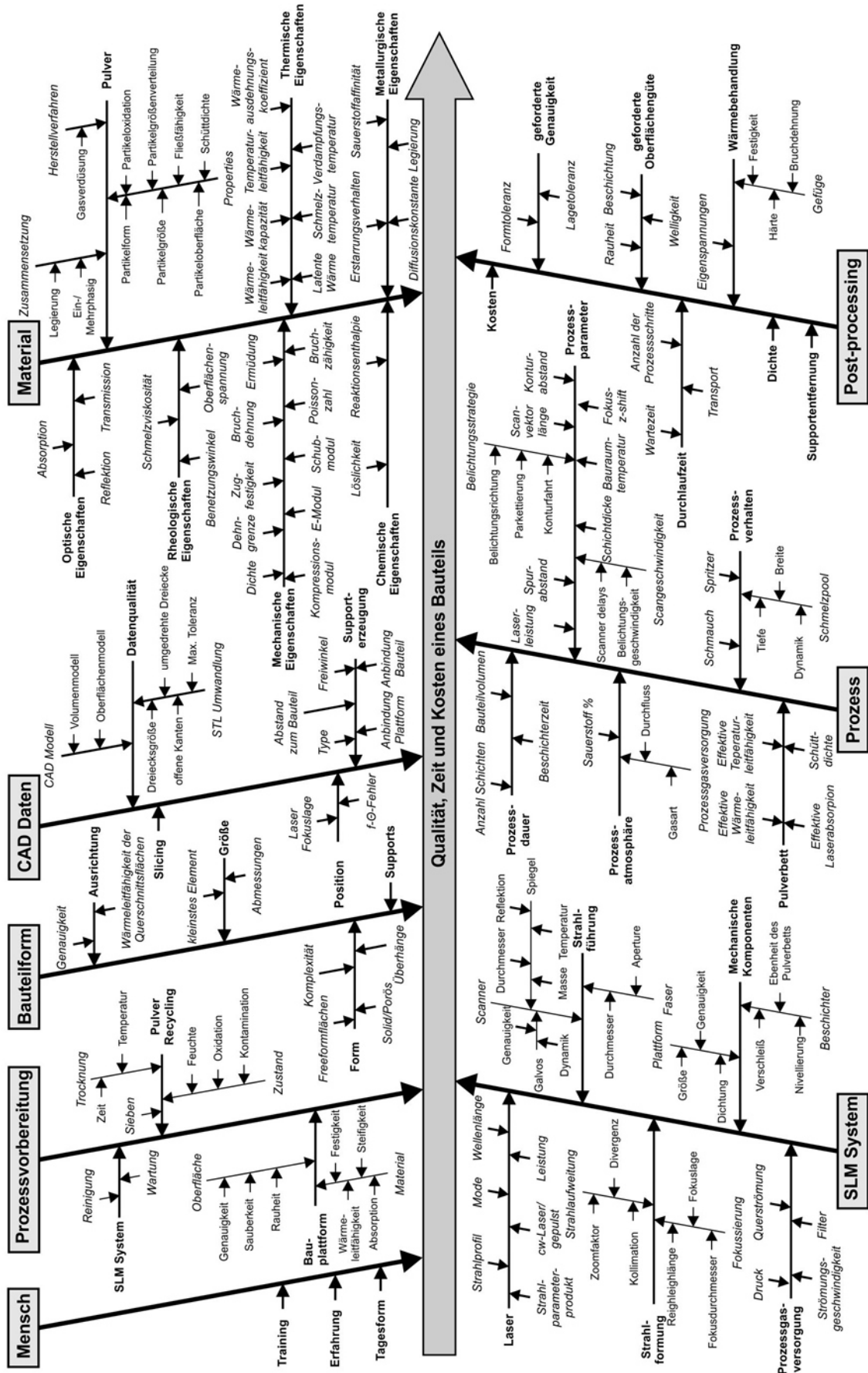


Abbildung 2-1: Ishikawa-Diagramm des L-PBF Prozesses nach Klahn [11]

Für Bauteile, welche nach den grundlegenden Design- und Konstruktionsrichtlinien für den L-PBF Prozess konzipiert sind, stellen die in Abbildung 2-1 angeführten Unterpunkte „Prozess“ und „Material“ wichtige Stellschrauben für eine qualitativ hochwertige Fertigung dar. Da für die Durchführung dieser Arbeit ein EOS M 280 L-PBF System zur Verfügung steht, nehmen die in den folgenden Kapiteln angeführte Anlagenbeschreibung sowie die Beschreibung der Ermittlung geeigneter Prozessparameter für die Verarbeitung metallischer Pulverwerkstoffe direkten Bezug auf die Möglichkeiten, die sich durch die Verwendung einer solchen Anlage ergeben.

2.1.1 L-PBF Prozess – Anlagentechnik und Datenverarbeitung

Im prinzipiellen Aufbau sind sich kommerziell erhältliche L-PBF Systeme recht ähnlich. In Abbildung 2-2 ist das Technologieprinzip schematisch dargestellt. Die zentrale Einheit, in der auch der Bauprozess durchgeführt wird, besteht aus einer Baukammer, in der mit Hilfe eines Schutzgases (werkstoffabhängig werden Stickstoff (N_2) oder Argon (Ar) verwendet) die Kammeratmosphäre auf niedrige Sauerstoffkonzentrationen (Ar: $<0,1\%$, N: $<1,1\%$) geflutet wird.

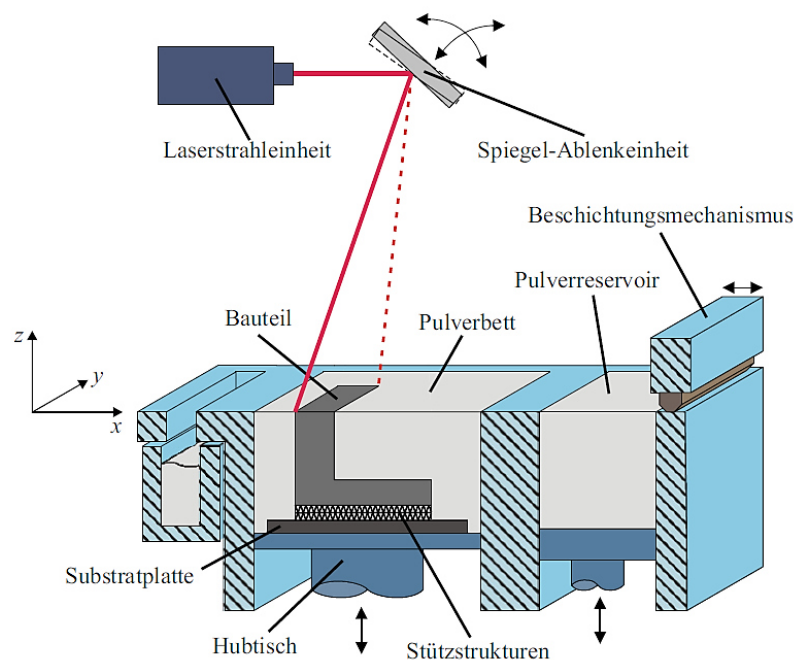


Abbildung 2-2: Schematischer Aufbau der L-PBF Technologie [12]

In der Baukammer befinden sich drei Schächte. Im mittleren Schacht wird auf eine Haltevorrichtung eine meist arteigene Substratplatte aufgeschraubt, auf der direkt oder über Stützstrukturen (Support) das Bauteil aufgebaut wird. In der Haltevorrichtung ist eine Heizung integriert, die Substratplattentemperaturen von bis zu $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ermöglicht und zur Verminderung der sich während des Bauprozesses entstehenden Eigenspannungen im Bauteil eingesetzt werden kann. Die zwei Schächte auf der linken und rechten Seite des Bauraums dienen als

Pulverreservoir, welches den Pulvervorrat beinhaltet bzw. als Überlaufreservoir zum Auffangen des nicht zum Beschichten benötigten Pulverwerkstoffs. Der Beschichtungsmechanismus besteht aus einem in x-Richtung beweglichen Beschichterarm mit einer eingesetzten Beschichter Klinge. Das Material der Beschichter Klinge richtet sich nach dem zu verarbeitenden Werkstoff, wobei die Beschichtung bei Aluminium- und Titanwerkstoffen mittels HSS-Klinge erfolgt, während bei Stahl- oder Nickelbasislegierungen das Pulver mit einer Keramik Klinge aufgetragen wird. Einige Anlagenhersteller bieten zusätzlich Kunststoffklingen an, die vor allem bei filigranen Bauteilen und Supportstrukturen eingesetzt werden können. Das flexible Klingenmaterial bietet den Vorteil, dass es bei Kontakt der Beschichter Klinge mit dem Bauteil oder Stützkonstruktionen zu keiner Deformation oder Positionsveränderung der belichteten und erstarrten Bereiche kommt und die nacheinander aufgetragenen Schichten laut Modell exakt positioniert werden können. Kommt es während der Beschichtung mit HSS- oder Keramik klingen zu starkem Kontakt mit dem Bauteil oder Supportstrukturen, äußert sich dies in stufenförmig versetztem Schichtaufbau oder in einem Verklemmen des Beschichterarms.

Die bei älteren Anlagen verbauten CO₂-Laser (Wellenlänge 10,6 µm) wurden durch leistungsstarke Yb-Faserlaser (bzw. Nd:YAG-Laser) mit einer Wellenlänge von 1,06 µm ersetzt [13]. Der Grund hierfür liegt im steigenden Absorptionsvermögen von Metallen bei kürzer werdenden Wellenlängen des Laserlichts [14, 15]. Durch eine Verringerung der Wellenlänge wird der durch die Partikeloberflächen reflektierte Anteil der eintreffenden Laserstrahlung deutlich geringer (siehe Abbildung 2-3).

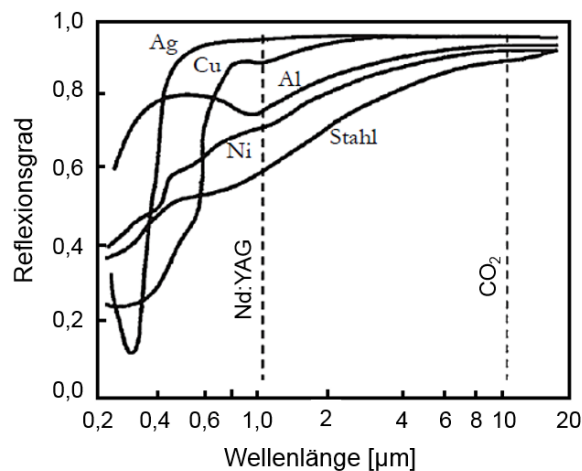


Abbildung 2-3: Änderung des Reflexionsgrades mit der Wellenlänge von Laserstrahlung für verschiedene metallische Werkstoffe [16]

Für das Element Kupfer (Cu) zeigt der Graph in Abbildung 2-3 einen sehr hohen Reflexionsgrad und somit eine geringe Absorption für Laserlicht im Wellenlängenbereich eines Nd:Yag-Lasers [16, 17]. Das Zusammenspiel der hohen Wärmeleitfähigkeit (dies bewirkt eine hohe Wärmeabfuhr aus dem Schmelzbereich) und dem niedrigen Absorptionsgrad von Kupfer

für Wellenlängen von ca. 1 μm , erfordert zur Verarbeitung im L-PBF Prozess den Einsatz hoher Laserleistungen ab ca. 1 kW. Kupferlegierungen, wie z.B. CuCr1Zr, zeigen eine höhere Absorption und können bereits auf bestehenden Systemen mit einer maximalen Laserleistung von 400 W verarbeitet werden [18]. Neueste Entwicklungen am Anlagenmarkt verfolgen den Einsatz von grünem Laserlicht mit einer Wellenlänge von ca. 515 nm [19]. Bei dieser Wellenlänge nimmt der Absorptionsgrad zu und der Einfluss der Wärmeableitung kann kompensiert werden. Beim L-PBF Prozess wird der Laserstrahl mittels Präzisionsoptik (F-Theta-Linse mit Hochgeschwindigkeitsscanner) fokussiert und über das Pulverbett bewegt. Die Einwirkzone des Laserstrahls auf das Pulverbett ist in Abbildung 2-4 schematisch dargestellt. In den meisten Fällen weist der Laserstrahl auf die Pulverbettoberfläche einen Fokusbereich von ca. 100 μm auf.

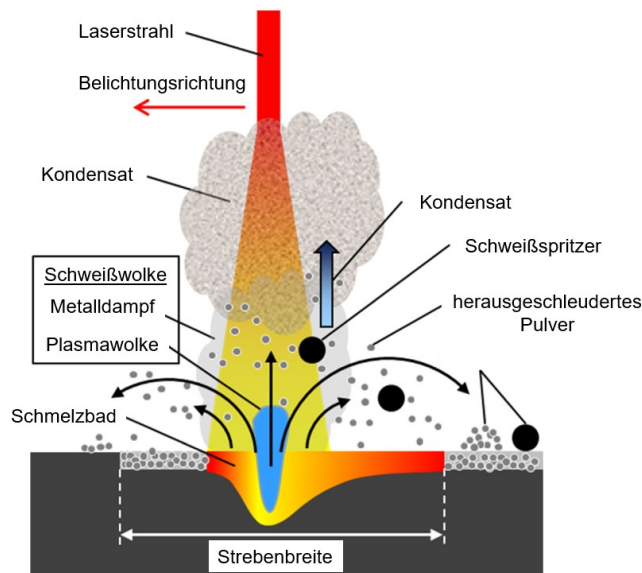


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Laser-Pulverbett-Wechselwirkungen beim L-PBF Prozess [20]

Durch das Auftreffen des Laserstrahls am Pulverbett können mehrere Phänomene auf Grund der Wechselwirkungen der eingebrachten Energie mit den Pulverpartikeln beobachtet werden. Lokal steigen die Temperaturen sehr rasch an und ermöglichen die Bildung von Plasmawolken und Metalldampf. Aus dem Schmelzbad werden große Schweißspritzer und Pulverpartikel herausgeschleudert und führen zu groben Partikeln und Pulveragglomeraten als Verunreinigungen des restlichen Pulverwerkstoffs. Feine Metallspritzer und Schweißrauch (Kondensat) werden vom Schutzgasstrom ausgetragen und im Filtersystem abgebunden [20]. Am Beginn eines Baujobs wird eine dem Pulverwerkstoff arteigene Substratplatte eingebaut und horizontal ausgerichtet. Nach dem Absenken der Substratplatte um eine Schichtstärke wird die Startschicht mit dem Beschichterarm aufgebracht und die Baukammer mit Schutzgas geflutet. Nach dem Erreichen des geforderten Sauerstoffschwellwertes kann der Bauprozess

mit der Belichtung der Startschicht eingeleitet werden. Ab diesem Zeitpunkt zeigt sich der zyklische Charakter des L-PBF Prozesses. Nach jeder Belichtung sämtlicher Pulverbettbereiche einer Schicht, wird die Substratplattform um eine Schichtstärke abgesenkt, mit einer neuen Pulverschicht belegt und die Belichtung neuerlich gestartet. Diese Vorgänge wiederholen sich, bis das Bauteil vollständig aufgebaut ist. Am Ende eines Bauprozesses wird das auf der Substratplatte aufgebaute Bauteil von überschüssigem Pulver befreit und bei Bedarf unterschiedlichen Nachbearbeitungsschritten (Wärmebehandlung bzw. Spannungsarmglühen, Oberflächenbearbeitung, Abtrennen von der Substratplatte) unterzogen. Das überschüssige Pulver kann nach einem Aufbereitungsvorgang, meist ein einfacher Siebvorgang, wieder in das Pulverreservoir gefüllt werden. Manche Hersteller empfehlen rezykliertes Pulver mit frischem Pulverwerkstoff zu vermischen, um Veränderungen in den Pulvereigenschaften entgegenzuwirken. Veränderungen von Pulvereigenschaften und die Auswirkungen auch mechanisch-technologische Eigenschaften sind Teil dieser Arbeit.

Datenaufbereitung

Den Ausgangspunkt der Datenaufbereitung bildet ein 3D-CAD Modell, welches sämtliche Geometrieinformationen bereitstellt. Das Modell wird zur weiteren Verarbeitung in das STL-Format (**S**tandard **T**riangulation/**T**esselation **L**anguage) überführt [21]. Bei einer STL-Formatierung werden sämtliche Oberflächen eines Modells mit Hilfe von Dreiecksfacetten definiert, wobei jedes Dreieckselement aus drei Eckpunkten und Flächennormalen besteht. Dies ermöglicht eine approximierte Abbildung der Geometrie und beinhaltet die Information, ob es sich um eine Innen- oder Außenseite handelt. Für die Abbildung gekrümmter Oberflächen sind dementsprechend viele Einzeldreiecke notwendig, um größere Abweichungen von der ursprünglichen Geometrie zu vermeiden.

Eigenspannungen

Durch die Wechselwirkung des Lasers mit den Partikeln des Pulverbetts wird die Temperatur über die Breite des fokussierten Laserstrahls hinaus über den Schmelzpunkt der zu erschmelzenden Legierung erhöht (siehe Abbildung 2-4). Der stark lokalisierte Energieeintrag führt zu einer raschen Erschmelzung und Wiedererstarrung des Pulverwerkstoffs. Diese Vorgänge führen zu einem großen Temperaturgradienten, sowohl geometrisch als auch zeitlich gesehen [22, 23]. Der dadurch hervorgerufene Mechanismus wird als „Temperature Gradient Mechanism“ bezeichnet. Die hohe Temperatur in den obersten Schichten führen dazu, dass sich diese Bereiche ausdehnen, während das darunterliegende Material diese Ausdehnung behindert. Dies induziert Druckspannungen (σ_{Druck}) am Übergangsbereich der Wärmeeinflusszone (WEZ) zum umliegenden Werkstoff (siehe Abbildung 2-5 a). Steigen die auftretenden Spannungen über den Wert der Streckgrenze an, kommt es zu plastischen

Deformationen (ϵ_{pl}) in den oberen Schichten (siehe Abbildung 2-5 b). Bei der Abkühlung dieser Bereiche kehren sich die Spannungsverhältnisse um, was zu Rissen im Gefüge bzw. zu Delamination des aufgebauten Bauteils führen kann. Durch die Abkühlung tendiert der Werkstoff sich zusammenzuziehen, was wiederum vom umliegenden Material behindert wird. Dies führt zu Zugspannungen (σ_{Zug}) in den obersten Schichten und zu Druckspannungen darunter (siehe Abbildung 2-5 c) [24].

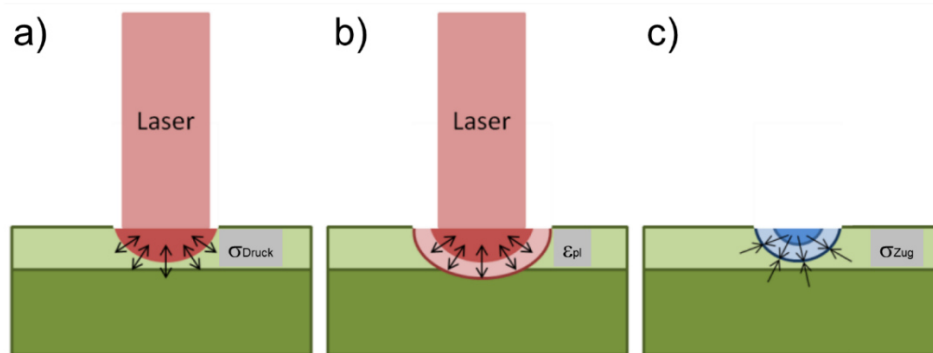


Abbildung 2-5: „Temperature Gradient Mechanism“ – TGM [24]

Wenn der Werkstoff während der sehr raschen Abkühlung zusätzlich eine Phasenumwandlung (Martensitumwandlung) zeigt, ist ein zusätzlicher Beitrag zu den auftretenden Eigenspannungen zu berücksichtigen. Da die kubisch-flächenzentrierte γ -Phase (Austenit) eine größere Packungsdichte als die tetragonal-raumzentrierte Martensit-Phase aufweist, kommt es bei der Umwandlung zu einer Volumenzunahme, was zu Spannungen im Bauteil führt. Eine Überlagerung der beschriebenen Phänomene mit einer hohen Härte des zu verarbeitenden Werkstoffs kann zu Rissbildung im Gefüge führen. Standardwerkstoffe für den L-PBF Prozess weisen im Allgemeinen niedrige Kohlenstoffgehalte auf, um während der Abkühlung auf einem niedrigen Härteniveau zu bleiben. Als Beispiel kann der weichmartensitische Werkstoff 1.2709 angeführt werden. Dieser Werkstoff mit ca. 0,03 % C weist nach der Abkühlung ein Gefüge aus kubischem Martensit mit einer Härte von ca. 33 bis 37 HRc auf. Durch eine Wärmebehandlung kann dieser Werkstoff im Anschluss auf eine Einsatzhärte von bis zu 54 HRc nachgehärtet werden [25].

2.1.2 Aufbau einer Prozessparameterstudie

Für die Verarbeitung eines Metallpulvers im L-PBF Prozess ist eine Ermittlung der Prozess- und Belichtungsparameter notwendig. Für kommerziell angebotene Standardpulver können beim Anlagenhersteller Parameterdatensätze, sog. „Part Property Profiles“ (PPP), angekauft werden, die definierte Bauteileigenschaften als standardisierte Kombination aus Maschine, Werkstoff und Prozessparameter garantieren. Die Prozessparameter der unterschiedlichen

Profile unterscheiden sich beispielsweise in der Schichtstärke oder der Scangeschwindigkeit. Eine niedrigere Schichtstärke (Profilname – „Surface“) führt zu einer optimierten Geometriegenauigkeit, da der Treppenstufeneffekt abgemildert und somit die Oberflächenqualität und Detailauflösung verbessert wird. Allerdings steigt die benötigte Bauzeit dadurch an. Für Demonstratorbauteile oder Komponenten, deren mechanische Eigenschaften eine untergeordnete Rolle spielen, werden Parametersätze mit erhöhter Scangeschwindigkeit angeboten (Profilname – „Speed“), wodurch eine schnellere Fertigung ermöglicht wird. Für Bauteile mit höchsten Ansprüchen stehen optimierte Parametersätze zur Verfügung, die bestmögliche mechanische Eigenschaften mit ausreichender Oberflächenqualität kombinieren (Profilname – „Performance“). Ein Vorteil des L-PBF Prozesses liegt in der Wiederverwendbarkeit des Pulverwerkstoffs, welcher nicht für den Aufbau des Bauteils oder Supportstrukturen verwendet wird. Nach dem Bauprozess wird das überschüssige Pulver durch einen Siebvorgang von groben Teilchen (z.B. Metalltropfen, die aus der Prozesszone ausgeschleudert werden oder Pulveragglomerate) gereinigt und wieder in die Dosiervorrichtung der L-PBF Anlage eingefüllt. Mehrfaches Aufbereiten kann zu einer Veränderung der Pulvereigenschaften (z.B. Partikelgrößenverteilung, Fließfähigkeit) führen. Um eine gleichbleibende Bauteilqualität, vor allem eine hohe relative Dichte, garantieren zu können, sind die Bauergebnisse zu kontrollieren und gegebenenfalls die Prozessparameter anzupassen. Die Änderung der Pulvereigenschaften hängt auch davon ab, ob ausschließlich rezykliertes Pulver verwendet wird, oder dieses mit nicht verwendetem Pulverwerkstoff „aufgefrischt“ wird. Im Falle neuer Legierungen ist eine grundlegende Parameterstudie unumgänglich.



Abbildung 2-6: Darstellung eines aus metallographisch präparierten Schliefflächen zusammengesetzter Beispielwürfel eines schichtweise aufgebauten Probekörpers (Eigene Vorversuche)

In dieser Arbeit wurden die Parameterstudien sowie die Fertigung der Probekörper an einem EOSINT M280 System der Fa. EOS GmbH durchgeführt. Dieser Anlagentyp verfügt über

einen Ytterbium-Faserlaser mit einer Maximalleistung von 400 W. Über eine Präzisionsoptik (F-Theta-Linse, Hochgeschwindigkeitsscanner) wird der Laserstrahl mit einem Fokusbereich von 100 µm über die Substratplatte bewegt. Die Haltevorrichtung für die Substratplatte verfügt über ein Heizmodul, mit dem eine Substratplattentemperatur von bis zu 200 °C eingestellt werden kann. Um während des Prozesses Wechselwirkungen mit Sauerstoff zu minimieren, wird die Prozesskammer vor und während des Prozesses mit Schutzgas geflutet. Abhängig vom verwendeten Pulverwerkstoff wird Argon (für Titan und Aluminium) oder Stickstoff (Stähle, Nickelbasiswerkstoffe, Kobalt-Chrom-Legierungen) eingeleitet, bis ein Grenzwert für den Prozessstart erreicht ist. Während des Prozesses stellt sich in der Prozesskammer bei der Verwendung von Stickstoff ein Sauerstoffgehalt zwischen 0,28-0,36 % ein. In der Prozesssoftware (PSW) werden die Rahmenbedingungen für den Baujob (Art des Schutzgases, Schichtdicke, Plattformtemperatur, Strahlverschiebung, materialspezifische Skalierungsfaktoren) festgelegt und die Bauteile auf der Substratplattform angeordnet. Die für den Prozess hinterlegten Belichtungsparameter werden in einem Parametereditor erstellt und abgespeichert. Neben den vom Anlagenhersteller kommerziell angebotenen Belichtungsparametern für Standardpulver, können selbst erstellte Datensätze ins System eingespielt werden.

Ein Bauprozess wird durch fixe und variable Prozessparameter gesteuert. Vorgegebene Parameter sind z.B. die Wellenlänge des Lasers oder der Durchmesser des fokussierten Laserstrahls. Variable Prozessparameter werden mit Hilfe eines Parametereditors gesteuert und müssen auf den jeweiligen Werkstoff abgestimmt sein. Da sich die Charakteristik eines Pulverwerkstoffs durch die Rezyklierung verändern kann, sollten bei jedem Baujob Proben zur Bewertung der Materialeigenschaften mitgebaut werden. Sind anhand dieser Proben Abweichungen zu vorangegangenen Baujobs zu erkennen, sind entweder die Prozessparameter anzupassen oder das wiederverwendete Pulver mit neuem Pulverwerkstoff zu mischen. Bei der Erprobung neuer Legierungskonzepte für den Einsatz im L-PBF Prozess sind umfangreiche Prozessparameterstudien notwendig. Die für eine Parameterstudie ausschlaggebenden Prozessparameter lauten wie folgt:

- Laserleistung: die Laserleistung (P) wird in Watt (Watt = Energie pro Zeit) angegeben. Die zum Schmelzen notwendige Laserleistung hängt in erster Linie von der Absorption des Laserstrahls im Pulverbett ab. Diese wird sowohl von der Laser-Werkstoff-Wechselwirkung als auch der Intensität der Reflexion an der Pulverbettoberfläche und der Mehrfachreflexion an den Partikeloberflächen im Pulverbett beeinflusst.
- Schichtdicke: über die Schichtdicke (t_L) wird definiert, in wie viele Schichten ein Bauteil unterteilt wird. Beim L-PBF Prozess reichen die Schichtstärken material- und

anforderungsspezifisch von 20 µm bis 80 µm und können beliebig gewählt werden. Niedrige Schichtstärken führen zu einer besseren Oberflächenqualität, während sich durch eine Erhöhung kürzere Bauzeiten ergeben. Die gewählte Schichtstärke wird im Prozess durch das Absenken der Substratplattform eingestellt. Nach dem Absenken erfolgt der Pulverauftrag durch das Beschichtungssystem. Bei der Wahl der Schichtstärke ist darauf zu achten, dass es im Zuge der Erschmelzung der Pulverschicht zu einem Wiederaufschmelzen eines Teils der darunterliegenden Schicht kommt, damit eine gute Anbindung gewährleistet ist (siehe Abbildung 2-7).

- Scangeschwindigkeit: die Scangeschwindigkeit (v) definiert die Geschwindigkeit, mit der sich der Laser bei der Belichtung über die Pulverschicht bewegt.
- Hatchabstand: der Hatchabstand (d_H) definiert den Mittellinienabstand zweier nebeneinanderliegender Einzelbahnen. Um während des Aufbaus Poren zu vermeiden und eine ebene Oberfläche zu erhalten, muss der Hatchabstand so gewählt werden, dass sich die Einzelbahnen ausreichend überlappen (siehe Abbildung 2-7) [26, 27]. Für den Schichtaufbau kann eine „Überlapp-Rate“ Φ (siehe Formel 2-1) aus dem Schmelzbaddurchmesser d_m und dem Hatchabstand d_H errechnet werden. Nach Di et al. [26] sollte Φ mindestens 30% betragen.

$$\Phi = \frac{d_m - d_H}{d_m} * 100\% \quad (\text{Formel 2-1})$$

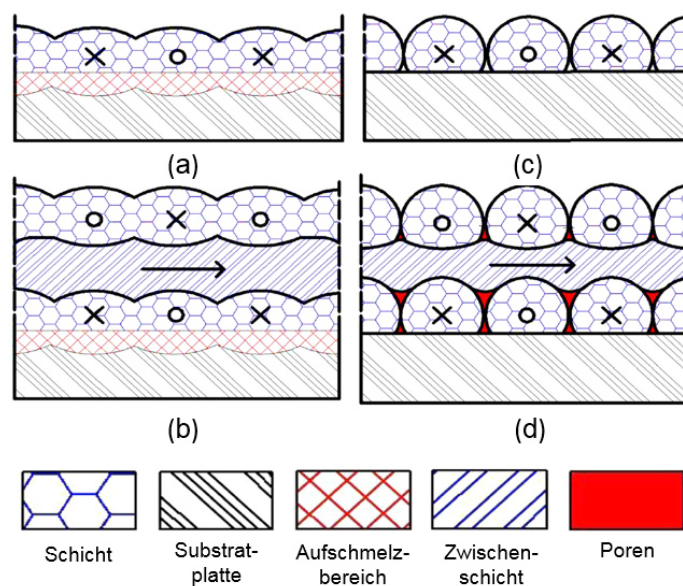


Abbildung 2-7: Schichtaufbau in Abhängigkeit vom Hatchabstand [28]

- a) + b): Defektfreier Schichtaufbau durch ausreichend große Überlapprate Φ
- c) + d): Poren und unebene Oberfläche durch zu großen Hatchabstand

Für das Erschmelzen der einzelnen Schichten stehen mehrere Strategien zur Verfügung, wobei die Streifenbelichtung oder die Schachbrettbelichtung (Chess- oder Islandbelichtung) am häufigsten eingesetzt werden [29]. Bei der in dieser Arbeit gewählten Streifenbelichtung wird jede Schicht in Streifen mit definierter Breite unterteilt, welche nacheinander mäanderartig mit einem vordefinierten Überlappbereich vom Laser abgerastert werden. Abbildung 2-8 zeigt schematisch das für die Streifenbelichtung charakteristische Belichtungsmuster eines Schichtausschnittes und den durch die Streifenbreite definierten Weg des Lasers innerhalb eines Streifens. Zur Minimierung der entstehenden Eigenspannungen und um einer möglichen Delamination der Einzelschichten entgegenzuwirken, wird die Belichtungsrichtung nach jeder Schicht um 67° gegen den Uhrzeigersinn (linksdrehend) rotiert.

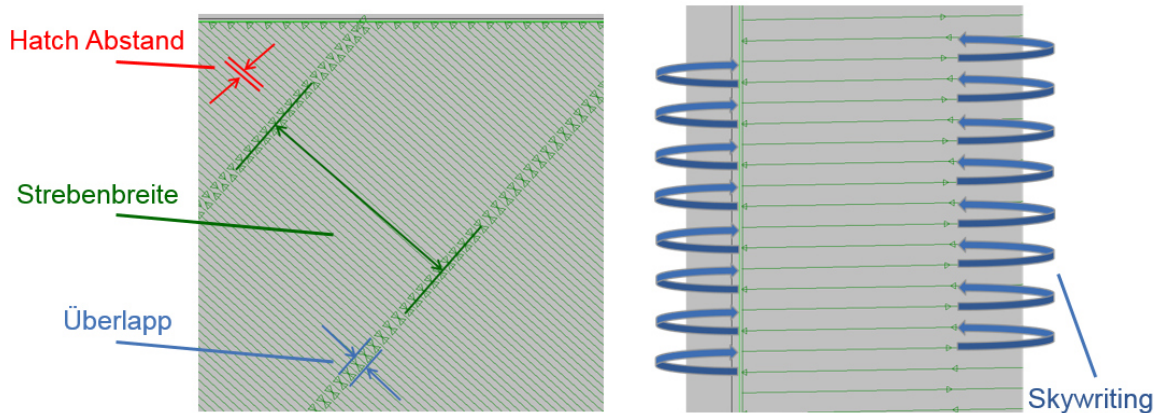


Abbildung 2-8: Belichtungsstrategie - Streifenbelichtung

Die in Abbildung 2-8 mit der Bezeichnung „Skywriting“ eingezeichnete Umkehr der Belichtungsrichtung bedeutet, dass die Beschleunigungs- und Abbremsphase des Lasers außerhalb des Belichtungsbereiches liegen. Der Laser belichtet die eingezeichneten Einzelbahnen bis zur Bauteilkontur, beim Erreichen dieser wird er ausgeschaltet und nach der Richtungsänderung an der Kontur wieder aktiviert. Bei der Belichtungsstrategie nach dem Muster eines Schachbretts werden die zu erschmelzenden Bereiche in Quadraten mit definierter Seitenlänge unterteilt (siehe Abbildung 2-9). Die Quadrate werden während der Belichtungsphase nacheinander oder in zufälliger Reihenfolge nach demselben Prinzip wie bei der Streifenbelichtung abgerastert. Eine zufällige Reihenfolge sollte die auftretenden Eigenspannungen im Bauteil absenken.

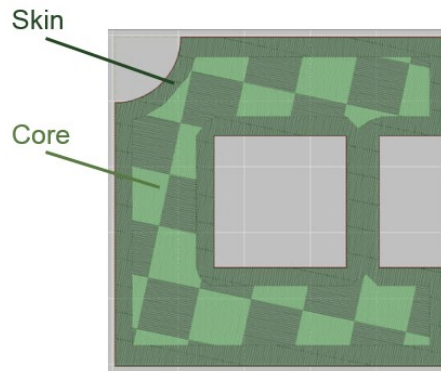


Abbildung 2-9: Belichtungsstrategie - Schachbrettbelichtung

Das in Abbildung 2-9 dargestellte Belichtungsmuster weist zusätzlich die Bereiche „Skin“ (Außenhülle) und „Core“ (Innenbereich) auf. Die Dicke der Außenhülle kann dabei beliebig gewählt werden. Eine „Skin/Core-Belichtung“ kann gewählt werden, wenn der äußere Bereich eines Bauteils mit einem anderen Parameterdatensatz (z.B. mit erhöhter Volumenenergiedichte) belichtet werden soll als der Kern.

Für die Durchführung einer Prozessparameterstudie kann die Bewertung der Parameterkombinationen durch die Ermittlung der Volumenenergiedichte E_{Vol} (Formel 2-2) erfolgen [30].

$$E_{Vol} = \frac{P}{v \cdot d_H \cdot t_L} \quad (\text{Formel 2-2})$$

Die Wirkung der eingestellten Volumenenergiedichte auf das Schmelzverhalten eines Pulverwerkstoffes hängt nicht nur vom Werkstoffsystem (Stähle, Aluminium, Titan, Nickelbasis) ab, sondern auch von den spezifischen Eigenheiten jeder Legierung (Erstarrungsintervall, Schmelztemperatur, Absorptionsvermögen), den Pulvereigenschaften (Partikelgrößenverteilung, Pulvmorphologie) oder den Prozessbedingungen (Fokusbereich des Lasers, Substratplattformtemperatur, Oberflächenbeschaffenheit des Pulverbettes, usw.). Abhängig vom betrachteten Werkstoff und den dafür vorgeschlagenen Parameterkombinationen, unterscheiden sich die Volumenenergiedichten signifikant (z.B. 1.2709 – Speed-PPP: , $E_{Vol}=68,63 \text{ J/mm}^3$, 1.4542 – Surface-PPP : $E_{Vol}=97,50 \text{ J/mm}^3$). Für neuartige Werkstoffe muss eine Neubewertung der Belichtungsparameter erfolgen.

Für die Erstellung einer Parameterstudie zur Findung und Optimierung der Prozessparameter können verschiedene Ansätze gewählt werden. Grundsätzlich besteht die Möglichkeit, unterschiedliche Energieeinträge auf Einzelbahnen (Single Track), Einzelschichten (Single Layer, Multiple Track) oder Mehrschichtproben (Multiple Layer) einwirken zu lassen. Für jeden dieser Ansätze ist es notwendig, Parameterkombinationen zu finden, welche durchgehende Schweißbahnen mit einer konstanten Schmelzbadbreite erzeugen. Yadroitsev et al. [31]

untersuchten den Einfluss unterschiedlicher P/v-Kombinationen bei der Erzeugung einzelner Schmelzbahnen eines Edelstahlpulvers (1.4539) auf einer Substratplattform. Anhand einer Studie für die Pulverschichtstärke von 50 µm mit konstanter Laserleistung (25 W bzw. 50 W) und unterschiedlichen Scangeschwindigkeiten wurden die Schmelzbahnen bei identem Energieeintrag ($P_1/v_1=P_2/v_2$) bewertet. Im Allgemeinen kann davon ausgegangen werden, dass bei einer konstanten Laserleistung die Temperatur und das Volumen des erschmolzenen Pulvers mit sinkender Scangeschwindigkeit zunimmt. Darüber hinaus nehmen die Oberflächenspannung und die Viskosität der Schmelze mit steigender Temperatur ab. Bei unzureichendem Energieeintrag (d.h. niedrige Laserleistung bzw. hohe Scangeschwindigkeit) bewirkt der steigende Einfluss der Oberflächenspannung eine tropfenartige Ausbildung der Schmelzbahnbereiche (siehe Abbildung 2-10 b – rechte Bildseite). Bei steigendem Energieeintrag bilden sich durchgehende Schmelzbahnen mit konstanter Schmelzbadbreite (siehe Abbildung 2-10 b – Stabilitätszone). Wird die Scangeschwindigkeit weiter abgesenkt, steigt das erschmolzene Pulvervolumen durch eine Ausweitung der Wärmeeinflusszone. Zusätzlich sinkt die Viskosität der Schmelze und der Einfluss hydrodynamischer Vorgänge, angetrieben durch den Marangoni-Effekt, vergrößert sich [32]. Die daraus entstehenden Schmelzbahnen weisen unregelmäßige Schmelzbadgrenzen und ein nicht durchgehendes Profil auf (siehe Abbildung 2-10 b – linke Bildseite). Bei den Bahnen mit niedrigen Scangeschwindigkeiten haben sind neben den unregelmäßigen Schmelzbadgrenzen zusätzlich kleine Tropfen gebildet. Diese Erscheinung ist eine Art des sog. „Balling-Effekts“ [23, 33, 34].

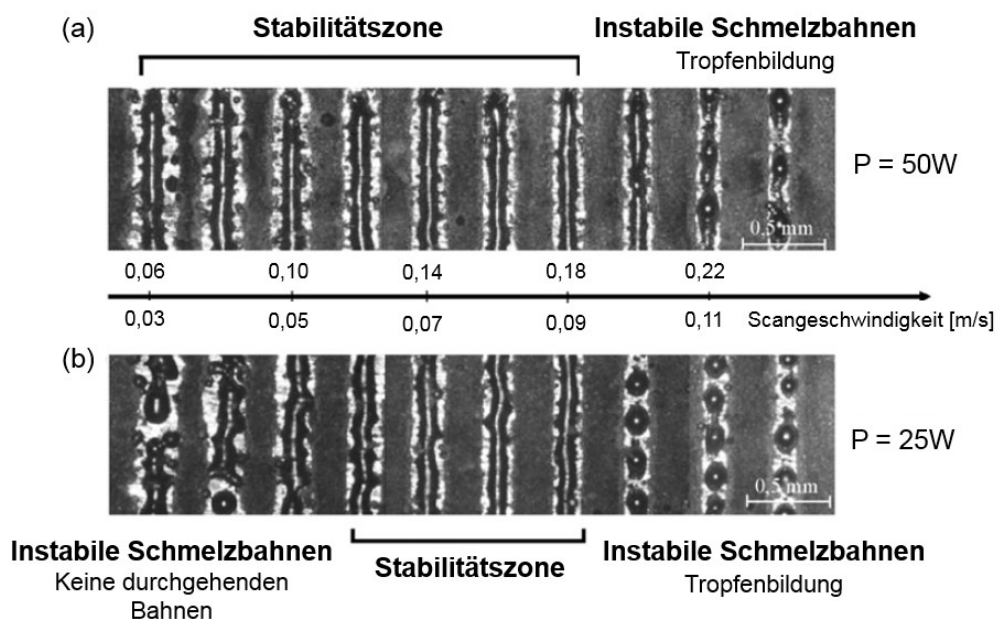


Abbildung 2-10: Parameterstudie für einen Edelstahl (1.4539) für einschichtige Einzelbahnen mit konstanter Laserleistung (25 W, 50 W) und unterschiedlichen Scangeschwindigkeiten [31]

In weiterer Folge wurde für die festgelegte Pulverschichtdicke ($50\ \mu\text{m}$) die Qualität der erzeugten Schmelzbahnen für eine Scangeschwindigkeit von $0,14\ \text{m/s}$ bei unterschiedlicher Laserleistung (5 bis 50 W) nach einer, zwei und zehn Schichten analysiert. Die Ergebnisse dieser Studie sind in Abbildung 2-11 dargestellt. Die Schmelzbahnen beim ersten Schichtauftrag (Abbildung 2-11 a) zeigen erst bei hohen Energieeinträgen ein durchgängiges Profil. Bereits ab der zweiten Schicht (Abbildung 2-11 b) verschiebt sich der Bereich durchgängiger Schweißbahnen zu niedrigeren Energieeinträgen. Dies kann damit begründet werden, dass das Grundmaterial der Substratplatte eine höhere Wärmeleitfähigkeit besitzt als das Pulvermaterial. In der ersten Schicht wird ein höherer Anteil an Energie in die Substratplatte abgeführt als in den Schichten darüber. Mit zunehmender Aufbauhöhe nehmen die Wärmeabfuhr in die Substratplatte ab und der Energieanteil, welcher zum Schmelzen des Pulvers zur Verfügung steht, zu. Zudem steigt mit jedem zyklisch durchgeführten Belichtungsvorgang die Temperatur des Systems an.

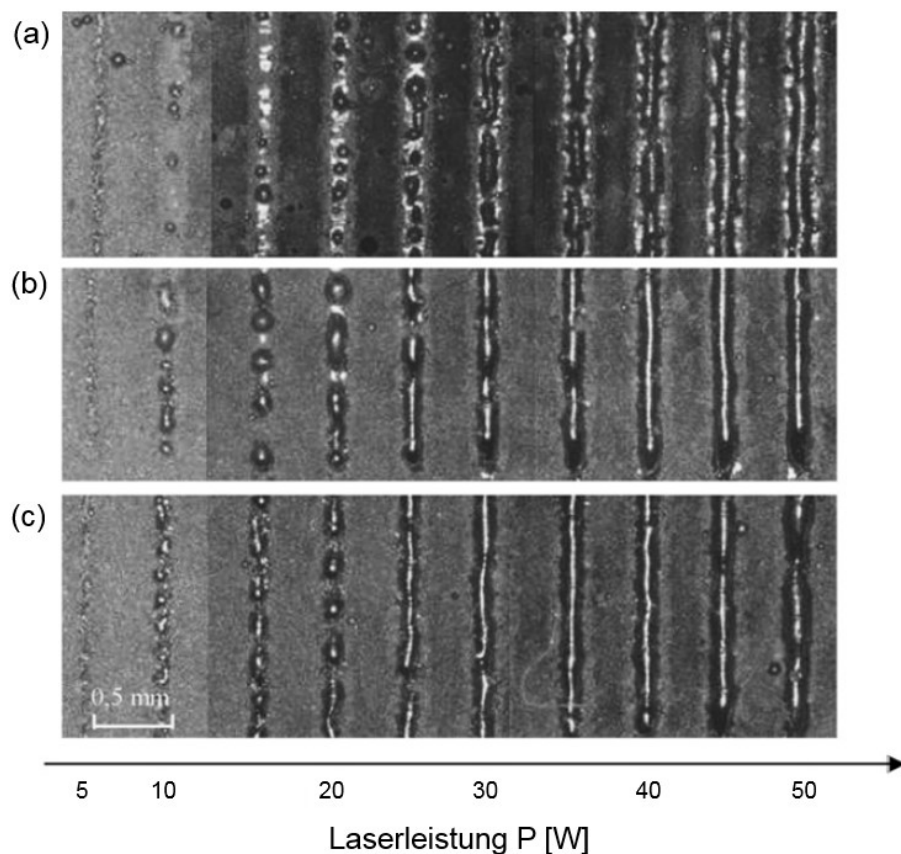


Abbildung 2-11: Parameterstudie für einen Edelstahl (1.4539) für Einzelbahnen mit einer (a), zwei (b) und zehn (c) Schichten bei konstanter Scangeschwindigkeit ($0,14\ \text{m/s}$) und unterschiedlichen Laserleistungen (5 bis 50 W) [31]

Für einen mehrschichtigen Aufbau von Einzelbahnen muss also der Energieeintrag mit zunehmender Aufbauhöhe reduziert werden. Für den Bau voluminöser Körper eignet sich

dieser Einzelbahn-Ansatz nicht, da er keine Informationen über die notwendigen Energieeinträge zur Bildung einzelner Schichten und Mehrschichtproben liefert. Schichten werden nach den in Abbildung 2-8 und Abbildung 2-9 gezeigten Belichtungsmustern erzeugt. Eine entscheidende Stellgröße stellt dabei der Hatchabstand dar. Dieser ist auch in Formel 2-1 zur Berechnung der Volumenenergiedichte enthalten. Bei der Auswahl des Hatchabstands ist darauf zu achten, dass sich die Schweißbahnen ausreichend überlappen (siehe Abbildung 2-7). Abhängig von den gewählten Belichtungsparametern sind Überlagerungen von 30-50 % notwendig, um Porenräume zwischen den Schmelzbahnen zu vermeiden bzw. ein möglichst ebenes Schichtprofil zu erhalten [27, 35]. Parameterstudien für Einzelschichten, d.h. der Auftrag einer einzigen Schicht, werden wie die Einzelbahnstudien stark von der Nähe zur Substratplattform beeinflusst und eignen sich daher ebenfalls nicht für die Parameterfindung für den Mehrschichtaufbau. Der Einfluss der Nähe zur Substratplattform bei den ersten Schichten hat beim L-PBF Prozess auf die Qualität des erzeugten Bauteils keine Auswirkungen, da zum Abnehmen aufgebauter Bauteile (z.B. durch Drahterosion, Abtrennen mittels Bandsäge) meist eine Bearbeitungszugabe von bis zu 5 mm einzuplanen ist, oder Supportstrukturen Verwendung finden.

Parameterstudien für den Mehrschichtaufbau sind um den Faktor der 3-dimensionalen Wärmeausbreitung in die Substratplattform bzw. den darunterliegenden Bauteilschichten zu erweitern. Grundsätzlich muss durch den Energieeintrag der neu aufgetragenen Schicht ein Teil der darunterliegenden Schicht wiederaufgeschmolzen werden, um eine stoffschlüssige Verbindung herzustellen. Bei einer Belichtung durch den Laser entsteht um das Schmelzbad eine parameterabhängige Wärmeeinflusszone. Abbildung 2-12 zeigt die durch eine Simulation modellierte Temperaturentwicklung an der Oberfläche bei einer Einzelbahnbelichtung für den Werkstoff AISI420 (X20Cr13) [36]. Abhängig von der Volumenenergiedichte steigen die Temperaturen an der Messstelle (Position des fokussierten Laserspots) bis zur Verdampfungstemperatur (T_{boiling}) an. In einem Abstand von ca. 0,1 mm vor und hinter dem Zentrum der Lasereinwirkzone gibt die Simulation Temperaturen um den Schmelzpunkt der verwendeten Legierung aus.

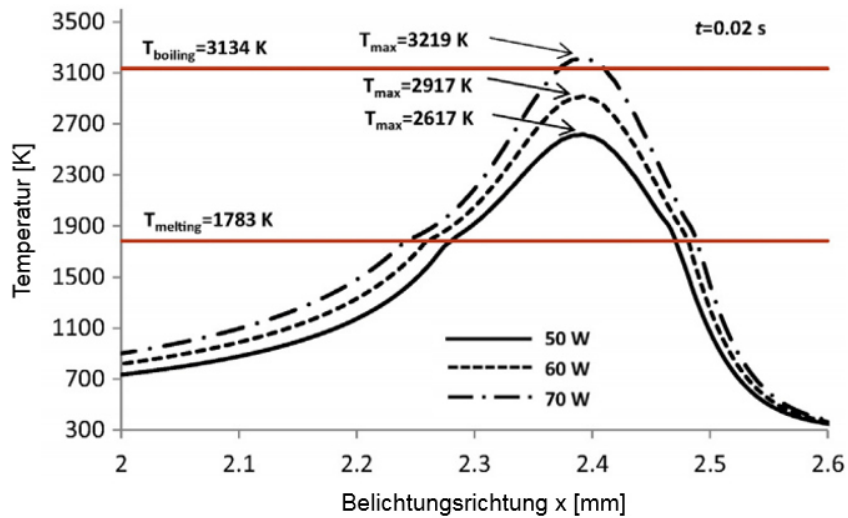


Abbildung 2-12: Peaktemperatur an der Oberfläche (Messpunkt bei 2,4mm) bei einer Einzelbahnbelichtung mit unterschiedlicher Laserleistung und einer konstanten Scangeschwindigkeit von 0,12 m/s [36]

In Abbildung 2-13 sind die Ergebnisse der Simulation für die Temperaturprofile, die sich in die aufgebauten Schichten erstrecken, abgebildet. Unterhalb des Schmelzbades, welches einen Radius von ca. 0,1 mm aufweist, stellen sich bis zu einer Tiefe von ca. 0,15 bis 0,2 mm Temperaturen um die Martensitstarttemperatur (M_s) ein. Bei einer Schichtstärke von 40 μm entspricht dies für 50 W vier bzw. für 70 W fünf Schichten in die Tiefe.

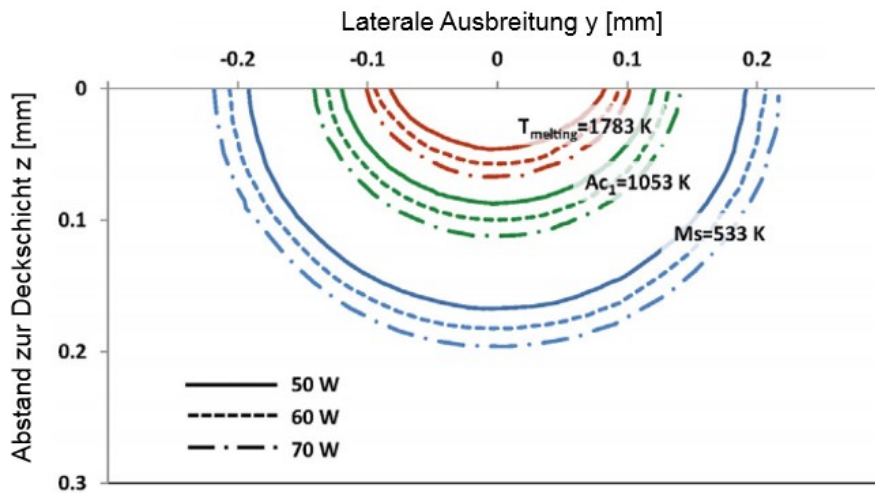


Abbildung 2-13: Temperaturprofil unter einer Einzelbahnbelichtung (z-Richtung) mit unterschiedlicher Laserleistung und einer konstanten Scangeschwindigkeit von 0,12 m/s [36]

In Krakhmalev et al. [37] wurde dasselbe Modell zur Simulation der Temperaturentwicklung bei mehreren nebeneinanderliegenden Schmelzbahnen bis zu einer Tiefe von 160 μm angewendet. In Abbildung 2-14 ist die Temperaturentwicklung der Messposition „x“ innerhalb

der ersten Schicht dargestellt. Nach den Scanlinien 1 bis 4 wurden zwischen den Schmelzbahnen weitere Belichtungen („re-scan“, Scanlinien 5 bis 8) durchgeführt. Bei einem Hatchabstand von 120 μm reicht der Energieeintrag der vierten Scanlinie noch aus, um an der Messpositionen „x“ eine Temperatur in der Höhe von M_s zu erreichen.

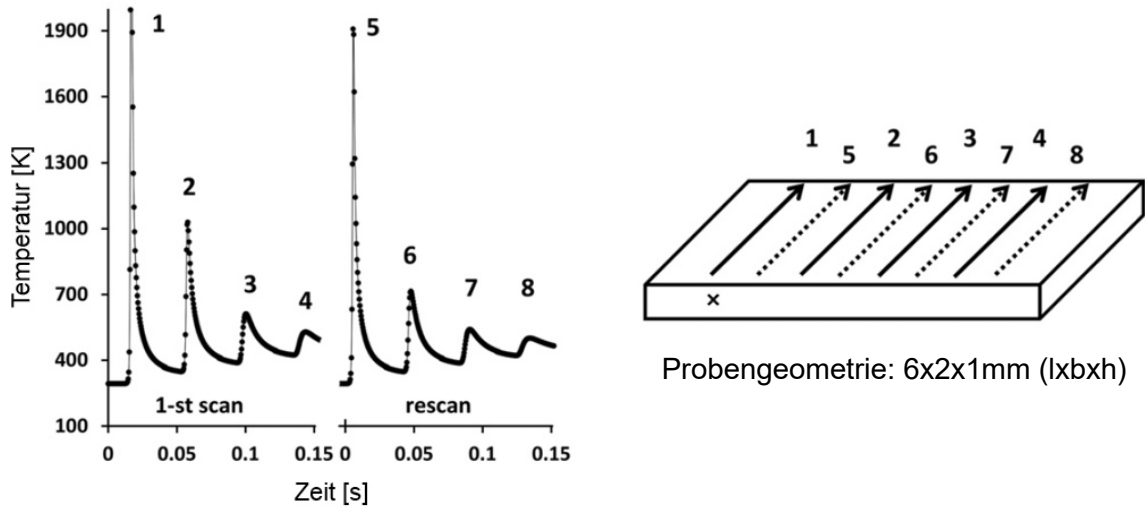


Abbildung 2-14: Temperaturentwicklung der Messposition x bei nebeneinanderliegenden Einzelbahnen (1-4) und einer wiederholten Belichtung (re-scan, 5-8) zwischen den ersten Bahnen [37]

In Abbildung 2-15 sind die Simulationsergebnisse für die Temperaturentwicklung der Messposition „x“ bei einem Schichtaufbau von fünf Schichten dargestellt. Es konnte gezeigt werden, dass bei der Belichtung der fünften Schicht (Messposition x liegt 160 μm darunter) die Temperatur an der Messstelle immer noch die Martensitstarttemperatur erreicht.

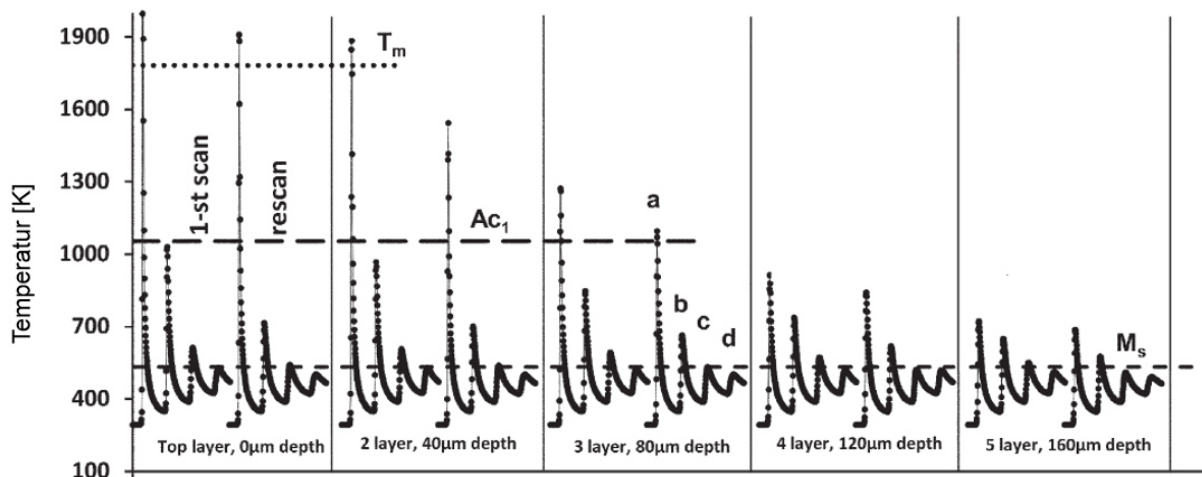
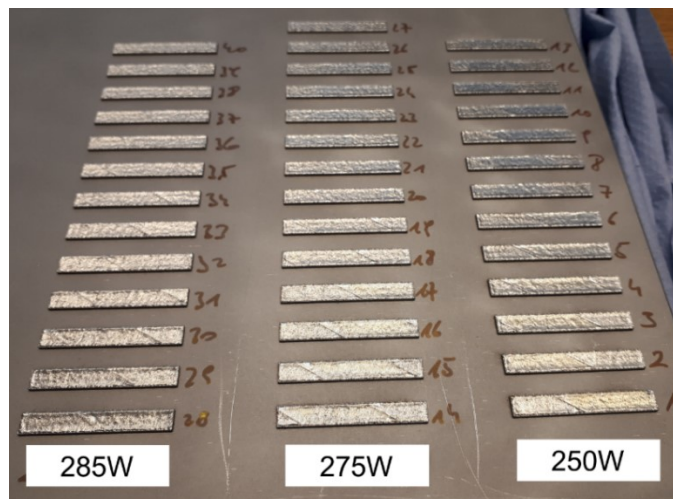


Abbildung 2-15: Temperaturentwicklung der Messposition x (siehe Probengeometrie in Abbildung 2-14) bei nebeneinanderliegenden Einzelbahnen (1-4) und einer wiederholten Belichtung (re-scan, 5-8) zwischen den ersten Bahnen bei einem Schichtaufbau von fünf Schichten [10]

Die beschriebenen Vorgänge müssen nicht nur bei der Vorhersage des sich einstellenden Gefüges der gefertigten Probekörper berücksichtigt werden, sondern üben direkten Einfluss auf die zu wählenden Belichtungsparameter aus. (Anmerkung: mittels L-PBF Prozess gefertigte Probekörper mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt weisen zum Teil ungewöhnlich hohe Restaustenitanteile im Gefüge auf; siehe dazu [37] bzw. die Ergebnisse der eigenen Untersuchungen zum Kunststoffformenstahl W6 – Kapitel 5.1.6). Aus diesem Grund sollte die Bewertung unterschiedlicher Prozessparameterkombinationen an ausreichend großen Volumenkörpern durchgeführt werden.

Aufgrund der Erkenntnisse über die Durchführung von Prozessparameterstudien wurde folgender Ablauf festgelegt. Zu Beginn einer Parameterstudie werden Probengeometrien (Benennung „Bahnen“, Abmessungen: 30x4x2mm, l x b x h) mit variierender Laserleistung P und Scangeschwindigkeit v bei konstanter Schichtstärke t_L und konstantem Hatchabstand d_H direkt auf einer Substratplattform aufgebaut (siehe Abbildung 2-16).



**Abbildung 2-16: Parameterstudie mit der Probengeometrie „Bahnen“
(eigene Vorversuche: Kunststoffformenstahl W6)**

Die oberste Schicht der Probengeometrie wird mit einem Stereomikroskop nach den folgenden Kriterien bewertet.

- Durchgängige Schweißbahnen
- Anlassfarbenbildung
- Oberflächenrauigkeit, Balling
- Geometrietreue der Probekörper

Abbildung 2-17 zeigt exemplarisch drei unterschiedlich ausgeprägte Probekörperoberflächen, die sich auf Grund des unterschiedlichen Energieeintrags einstellen.

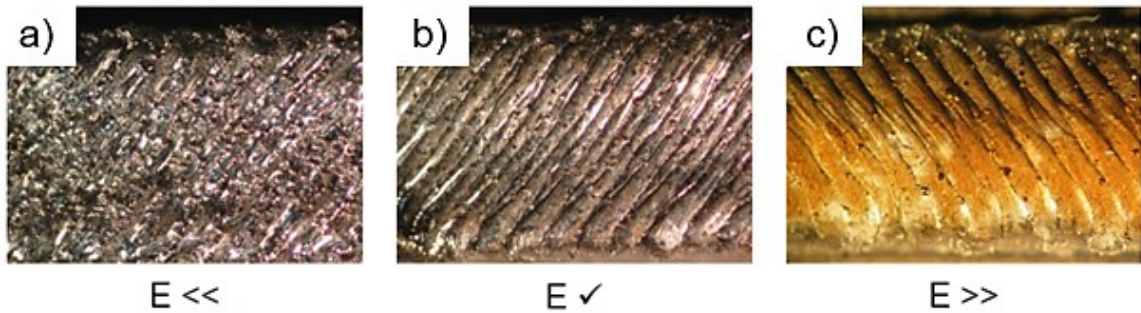


Abbildung 2-17: Oberfläche von Probekörpern des Werkstoffs W1 bei unterschiedlichem Energieeintrag, a) E_{Vol} zu niedrig, b) E_{Vol} ausreichend, c) E_{Vol} zu hoch (eigene Vorversuche)

Bei einem zu geringen Energieeintrag, d.h. niedrige Laserleistung oder hohe Scangeschwindigkeit, bilden sich keine durchgehenden Schweißbahnen. Abbildung 2-18 zeigt REM-Aufnahmen der obersten Schicht einer 316L-Stahlprobe, die bei konstanter Laserleistung von 190 W und unterschiedlichen Scangeschwindigkeiten von 600 mm/s und 800 mm/s erzeugt wurden. Diese Schichten zeigen eine Art des Balling, bei der sich große, unregelmäßige bis ellipsoide Erstarrungsbereiche mit einem Durchmesser bis 500 μm bilden [38].

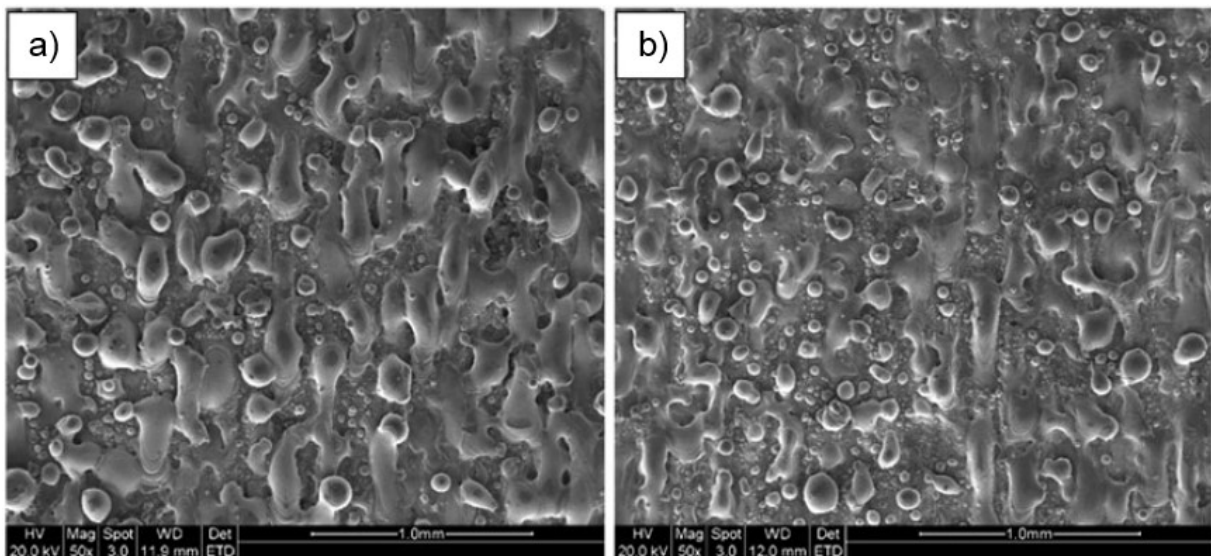


Abbildung 2-18: REM-Aufnahme einer 316L-Schicht mit ausgeprägtem Balling bedingt durch zu niedrigen Energieeintrag bei einer konstanten Laserleistung von 190 W und unterschiedlichen Scangeschwindigkeiten: a) 600 mm/s, b) 800 mm/s [38]

Ein ähnliches Verhalten kann beobachtet werden, wenn die Schichtstärke der aufgelegten Pulverschicht zu groß gewählt wird (siehe Abbildung 2-19). Bei einer zu großen Pulverschichtstärke reicht die eingebrachte Energie nicht aus, um das Pulver und einen Teil der darunterliegenden Schicht vollständig aufzuschmelzen. Es bildet sich ein Schmelzbad,

dessen Zentrum einen relativ großen Abstand zum unterhalb liegenden Material aufweist und eine geringere Temperatur als bei einer niedrigeren Schichtstärke besitzt. Dies resultiert in einem schlechteren Benetzungsverhalten und die Schweißbahnsegmente formen sich rund ein.

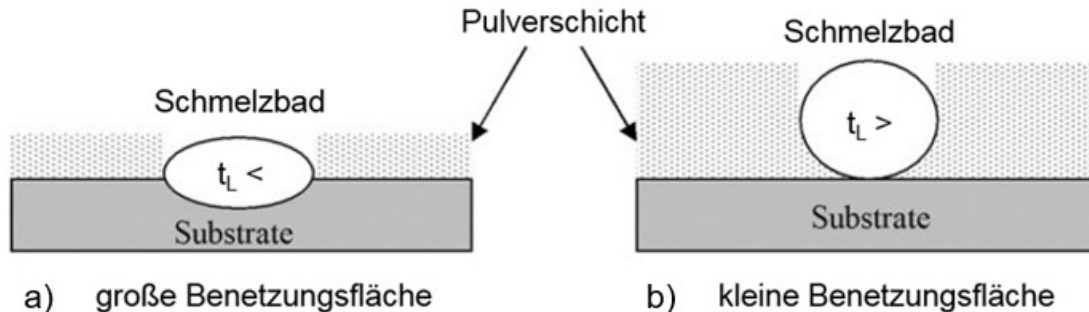


Abbildung 2-19: Schematische Ansicht des Einflusses der Pulverschichtstärke auf die Benetzungsfähigkeit von Schmelzbädern im L-PBF Prozess [38]

Beim Aufbringen der nächsten Schicht auf die gezeigten „Balling-Schichten“ können die entstandenen Hohlräume nicht geschlossen werden und Poren oder Porenketten bleiben zurück. Zusätzlich wird die Oberflächenqualität stark negativ beeinflusst. Beim Auftreten dieser Art von Balling muss neben den Belichtungsparametern auch der Sauerstoffgehalt im Bauraum während des L-PBF Prozesses betrachtet werden. Li et al. [38] zeigten, dass ab einem O-Gehalt von 1 % die Schmelzbadkonturen der Schmelzbahnen zunehmend unregelmäßig werden und stellenweise Balling beobachtet werden kann. Dies wird mit einer verstärkten Oxidation des Schmelzbades und den daraus resultierenden sich verschlechternden Benetzungseigenschaften durch Oxide erklärt.

Bei zu hohem Energieeintrag wird aus dem Bereich um den Probenkörper eine größere Menge an Pulverwerkstoff zusätzlich mitaufgeschmolzen. Bedingt durch die hohen Temperaturen weist die Schmelze zudem eine niedrige Viskosität auf. Dies führt neben der Bildung von Anlassfarben zu einer konvexen Ausbildung der jeweiligen Probendeckschicht (Oberflächenspannung) und zu kugelförmigen Schweißspritzern (Balling). Bei einer zu starken Auswölbung der Probenoberseite muss die Belichtung dieser Proben ausgesetzt werden (Belichtungstyp: „No Exposure“ – bei einer EOS M280), da es zu einem Kontakt mit der Beschichter Klinge während des Auflegens von neuem Pulver kommt. Das Auftreten von kleinen, runden Schweißspritzern die auf der belichteten Schicht anhaften, wird ebenfalls als eine Form des Ballings bezeichnet [38, 39]. Dies tritt auf, wenn durch zu hohen Energieeintrag oder zu rasche Scangeschwindigkeit kleine Tropfen mit einer Größe von bis zu 10 μm aus dem Schmelzbad herausgeschleudert werden.

Als Maß für den Energieeintrag kann die Volumenenergiedichte (siehe Formel 2-1) errechnet werden. Bei der Wahl der Stellgrößen Laserleistung und Scangeschwindigkeit kann mit

verschiedenen Kombinationen dieselbe Volumenenergiedichte eingestellt werden. Das Ziel einer Prozessparameterstudie sollte neben der Findung von Prozessparametern für die Fertigung riss- und porenfreier Proben auch eine Maximierung der Volumenaufbaurrate beinhalten. Somit sind Kombinationen mit einer rascheren Scangeschwindigkeit zu bevorzugen, wobei die beschriebenen Phänomene des Balling berücksichtigt werden müssen. Abbildung 2-20 zeigt eine Übersicht über parameterabhängige Erscheinungsformen der Deckschicht bei Probekörpern für den Werkstoff 1.2764 (W1).

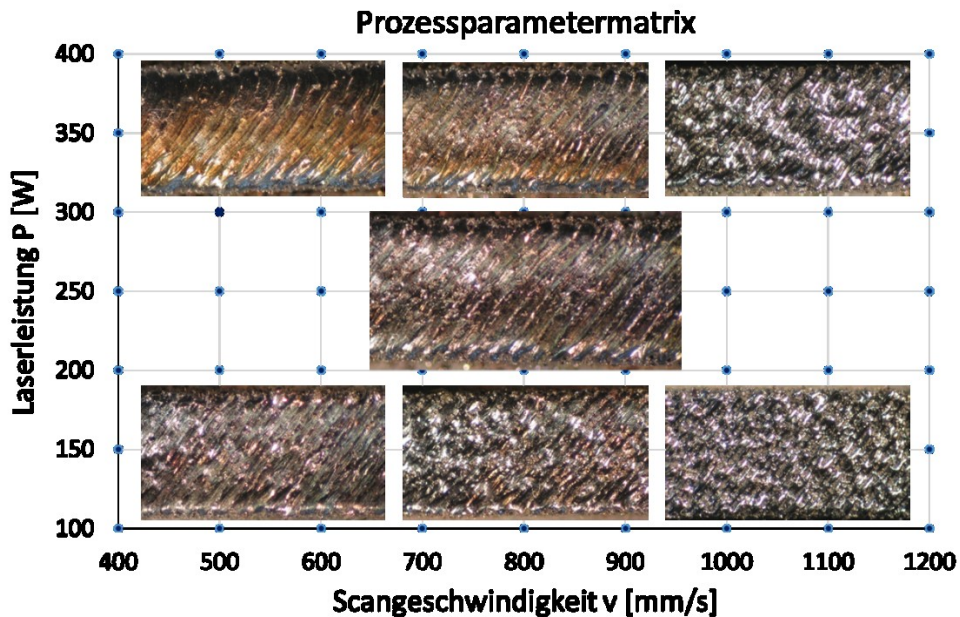


Abbildung 2-20: Ansicht der Deckschicht von Probekörpern bei unterschiedlichen Kombinationen von Laserleistung und Lasergeschwindigkeit (eigene Vorversuche, Schichtdicke und Hatchabstand konstant, Werkstoff: 1.2764 - W1)

Nach der Bewertung der Deckschichten der Probekörper werden, die den Anforderungen entsprechenden Prozessparameterkombinationen verwendet, um zylindrische Proben (Benennung „Zylinder“, Durchmesser: 20 mm, Höhe: 20 mm) herzustellen. Bei der Herstellung von Probekörper in dieser Größe empfiehlt sich die Anwendung einer sog. „PostContour“-Belichtung. Dieser Belichtungsmodus, welcher im Parametereditor als eigenständiger Parameterdatensatz bestehend aus Laserleistung und Scangeschwindigkeit erstellt wird, setzt nach der Hatchbelichtung ein und belichtet die Konturen des Bauteils als durchgehende Einzelbahn. Dies verhindert, dass sich durch zusätzlich aufgeschmolzenes Pulver an den Kantenbereichen Erhebungen bilden, die beim weiteren Beschichtungsprozess zu Kontakt des Bauteils mit dem Beschichtungssystem führen.

Nach der Entnahme der Substratplattform aus dem Bauraum werden die zylindrischen Proben nach dem Abtrennen von der Substratplattform zerteilt und für eine metallographische Untersuchung in Bakelit warmeingebettet. Nach einer metallographischen Präparation werden

die Proben auf das Vorhandensein, die Häufigkeit sowie die Größe von Poren und Bindefehlern untersucht. Um Informationen aus mehreren Probenbereichen zu erhalten, werden mehrere Probenstücke zusammen eingebettet und die Schleif- und Polierprozedur mehrmals wiederholt.

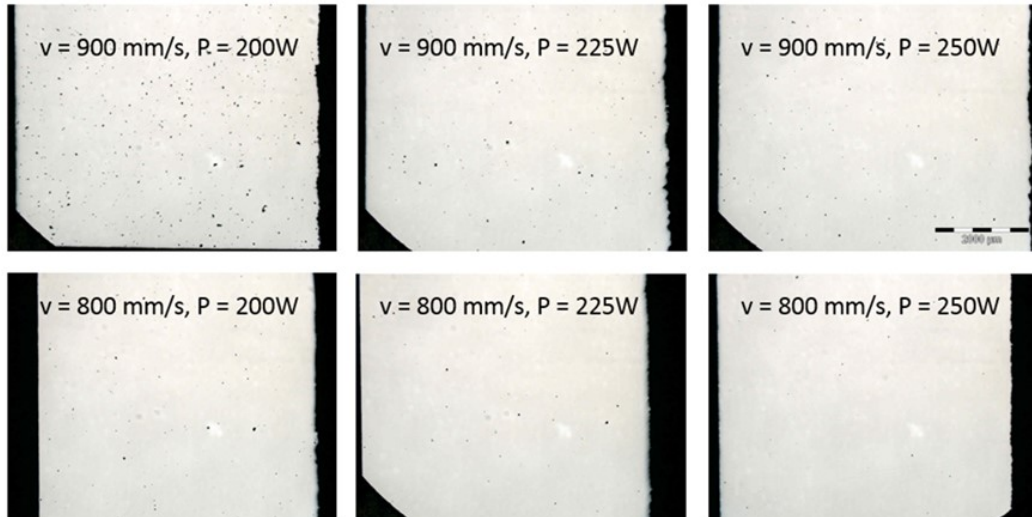


Abbildung 2-21: Metallographische Schlitte zylindrischer Proben hergestellt mit unterschiedlichen Prozessparametern des Werkstoffs 1.2764 (eigene Vorversuche)

Durch die Auswahl von Parameterkombinationen, die zu einer hohen rel. Dichte der Probekörper führen und einer anschließend enger werdende Abstufungen der Belichtungsparametereinstellungen, können schließlich Probekörper mit einer geforderten rel. Dichte von >99,5 % hergestellt werden.

In Abbildung 2-22 sind die Parameterkombinationen der Studie für den Kunststoffformenstahl AISI420 (W6 – Kunststoffformenstahl) dargestellt. Im Bereich zwischen 700-800 mm/s der Scangeschwindigkeit und 250-300 W der Laserleistung kann ein Bereich der Kombination der Belichtungsparameter gefunden werden, der die Herstellung von Probekörper mit einer hohen rel. Dichte erlaubt.

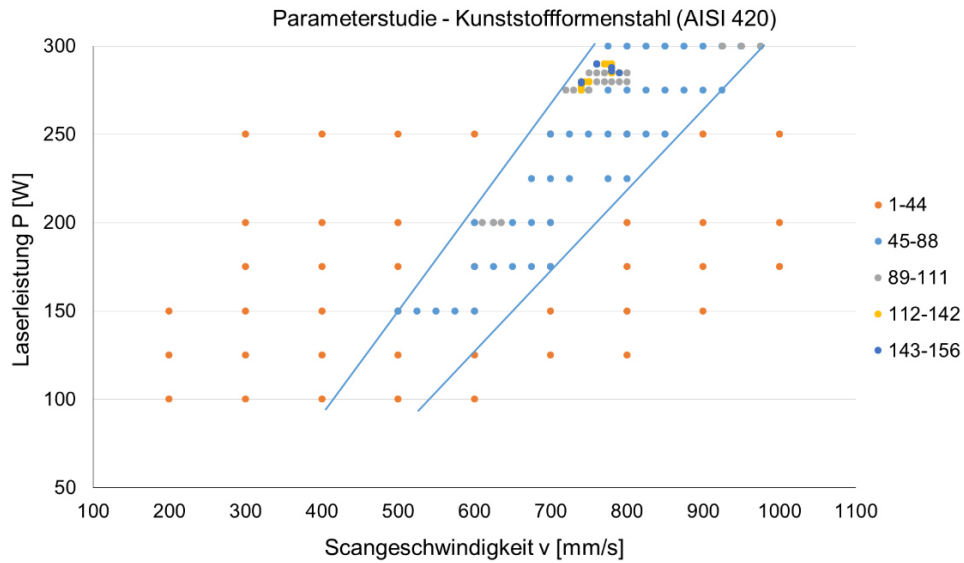


Abbildung 2-22: Übersicht über die Parameterentwicklung für den Werkstoff AISI420 (W6) für eine Schichtstärke von 40 μm und einem Hatchabstand von 0,11 mm (eigene Vorversuche)

Anhand Abbildung 2-23 und Abbildung 2-24 kann gezeigt werden, dass sich Belichtungsparameterkombinationen, welche zu einem defektfreien und solche die zu einem unebenen, defektbehafteten Schichtaufbau führen, in einem engen Bereich der Volumenenergiedichte bewegen. Die durchschnittliche Schmelzbadtiefe unterscheidet sich trotz des unterschiedlichen Energieeintrags kaum.

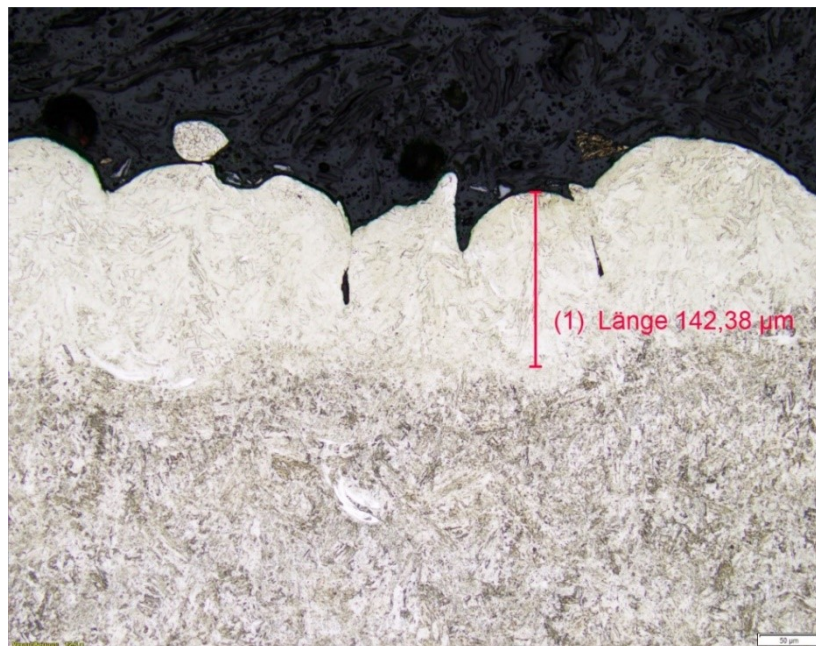


Abbildung 2-23: W10 – Prozessparameter: $P=285\text{ W}$, $v=1025\text{ mm/s}$, $d_H=0,1\text{ mm}$, $t_L=40\text{ }\mu\text{m}$, $E_{Vol}=69,51\text{ J/mm}^3$ (eigene Vorversuche)

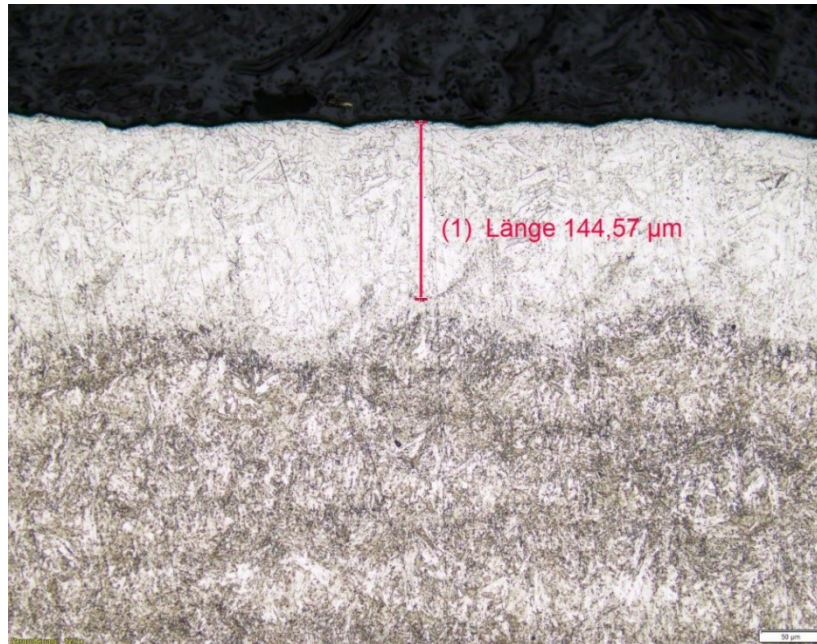


Abbildung 2-24: W10 – Prozessparameter: $P=285$ W, $v=875$ mm/s, $d_H=0,1$ mm, $t_L=40$ µm, $E_{Vol}=81,43$ J/mm³ (eigene Vorversuche)

Bei der Belichtung von Bauteilen wird ein sog. „DownSkin“-Bereich definiert, welcher als Zahlenwert (als ein Vielfaches der Schichtstärke) im Parametereditor hinterlegt ist (z.B. vier Schichtstärken zu je 40 µm – d.h. der DownSkin-Bereich erstreckt sich über 160 µm). Bei jedem zu belichteten Volumenelement wird geprüft, ob sich unterhalb des zu belichtenden Bereichs (laut Beispiel – 160 µm) durchgehend bereits aufgebautes Material befindet. Ist dies nicht der Fall, d.h. der zu belichtende Bereich liegt über einer aufgebauten Materialhöhe, die kleiner ist als die Höhe des vordefinierten DownSkin-Bereichs, wird mit dem DownSkin-Parameterdatensatz, welcher in der Regel einen deutlich niedrigeren Energieeintrag bewirkt, belichtet. Erst ab einer aufgebauten Materialhöhe die größer ist als der DownSkin-Bereich, wird mit den Belichtungsparametern der standardmäßigen Hatchbelichtung belichtet. Wird der DownSkin-Bereich zu niedrig gewählt, werden, durch den Energieeintrag der ersten mit Standard-Hatch-Belichtungsparametern erschmolzenen Schicht direkt über dem DownSkin-Bereich, die bereits aufgebauten Schichten zerstört und es bilden sich Löcher. Bei der Verwendung von Supportstrukturen trifft dies auf den zu stützenden Bereich ebenfalls zu.

2.2 L-PBF Werkstoffe mit Fokus auf Stahlwerkstoffe

Für den L-PBF Prozess stehen unterschiedlichste Werkstoffe zur Verfügung. Von den Leichtmetallen werden Titan (Reintitan und die Ti-Legierung Ti6Al4V) und Aluminium (Al-Legierung AlSi10Mg) angeboten. Zusätzlich sind Kobalt- (CoCrMo-Legierungen) und Nickelbasislegierungen (Inconel® 625 und 718, Hastelloy® X) erhältlich [40]. Die größte Gruppe

der kommerziell erhältlichen L-PBF Pulverwerkstoffe stellen Werkzeugstähle und korrosionsbeständige Stahllegierungen dar. Diese Legierungen weisen meist niedrige Kohlenstoffgehalte sowie hohe Chrom- und Nickelgehalte auf. Der meist verwendete Werkstoff ist der Maragingstahl 1.2709 (X3NiCoMoTi 18-9-5).

Der in der Fügetechnik oft verwendete Begriff der Schweißbarkeit ist als Überbegriff für die komplexen Zusammenhänge beim Schweißen anzusehen und setzt sich aus den Teileigenschaften Schweißneigung (Werkstoff), Schweißsicherheit (Konstruktion, konstruktionsbedingte Schweißsicherheit) und Schweißmöglichkeit (Fertigung, fertigungsbedingte Schweißsicherheit) zusammen. Die Teileigenschaft Schweißneigung bezieht sich auf den Werkstoff und ist gegeben, wenn bei der Fertigung ein Werkstoff mit einem bestimmten Schweißprozess aufgrund der werkstoffgegebenen chemischen, metallurgischen und physikalischen Eigenschaften ohne wesentliche Beeinträchtigungen der Eigenschaften geschweißt werden kann. Die Schweißneigung bestimmende Faktoren sind in Tabelle 2-1 aufgelistet.

Tabelle 2-1: Einflussfaktoren auf die Schweißneigung [41]

Chemische Zusammensetzung beeinflusst z.B.	Metallurgische Eigenschaften werden beeinflusst durch	Physikalische Eigenschaften
<ul style="list-style-type: none"> ➤ Spröbruchneigung ➤ Alterungsneigung ➤ Härteneigung ➤ Heißrissneigung ➤ Schmelzbadverhalten ➤ Löslichkeit und Diffusionsfähigkeit von Gasen 	<ul style="list-style-type: none"> ➤ Seigerungen ➤ Art, Form und Verteilung von Einschlüssen ➤ Anisotropie der mech. Gütwerte ➤ Korngröße ➤ Gefügeausbildung 	<ul style="list-style-type: none"> ➤ Ausdehnungsverhalten ➤ Wärmeleitfähigkeit ➤ Erstarrungsintervall von Legierungen

Die Teileigenschaften Schweißsicherheit und Schweißmöglichkeit spielen beim L-PBF Prozess eine untergeordnete Rolle.

Im Allgemeinen kann die Schweißneigung von Stählen anhand zweier Phänomene weiter eingegrenzt werden. Zum einen wird eine geringe Aufhärtungsneigung in und neben der Wärmeeinflusszone (WEZ) gefordert, um Kaltrissbildung zu verhindern. Die Aufhärtungsneigung wird hauptsächlich durch den Kohlenstoffgehalt bestimmt, da mit steigendem C-Gehalt die Gefahr von Härte- bzw. (wasserstoffinduzierten) Kaltrissen zunimmt. Zum anderen muss die Entstehung spröder, rissanfälliger Gefüge in der Wärmeeinflusszone unterbunden werden, damit Heißrissen entgegengewirkt wird. Dies ist meist auf Verunreinigungen (z.B. P, S, O, N, H, Cu, Sb, As) zurückzuführen, die die Zähigkeitseigenschaften beeinträchtigen und Heißrissbildung begünstigen. Metallpulver für

die additive Fertigung weisen bedingt durch die Herstellung (Verdüsung von behandelten Schmelzen aus Vormaterial bzw. Umschmelzen von Stabelektroden) meist hohe Reinheitsgrade auf. Durch die hohe spezifische Oberfläche fein verdüster Pulver müssen vor allem der Wasserstoff- und Sauerstoffgehalt durch eine Kontrolle der Prozessführung (Schutzgas, Feuchtegehalt des Pulvers) möglichst niedrig gehalten werden. Beim Schweißen unlegierter Stahlgüten kann bis zu einem C-Gehalt von 0,2 % gute Schweißbeignung vorausgesetzt werden [42, 41]. Die Maximalhärte erreicht bei einem Martensitgehalt von ca. 50 % etwa 300 HV (ca. 30 HRc), wodurch die Gefahr von Rissbildung durch spröde Gefügebestandteile kaum gegeben ist. Bei C-Gehalten über 0,2 % muss durch eine Vorwärmung oder eine Erhöhung der Streckenenergie eine Absenkung der Abkühlgeschwindigkeit bewirkt werden [41]. Die Abkühlgeschwindigkeit steht in direktem Zusammenhang mit dem sich einstellenden Gefüge. Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU) geben in Abhängigkeit der Temperaturführung Informationen über die zu erwartenden Gefügebestandteile und Härtewerte. Zur Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen kann anstelle der Abkühlgeschwindigkeit das Konzept der Abkühlzeit $t_{8/5}$ (d.h. die Zeit in der die Schweißraupe und die WEZ das Temperaturintervall von 800 °C auf 500 °C durchschreitet) gewählt werden. Bei der Wahl der passenden Berechnungsformel muss zwischen zwei- und dreidimensionaler Wärmeableitung unterschieden werden [43]. Da beim L-PBF Prozess meist direkt auf eine Substratplatte aufgebaut wird, kann von einer dreidimensionalen Wärmeleitung ausgegangen werden. Legierungselemente in legierten Stählen, unabhängig ob es sich um niedrig- oder hochlegierte Stahlgüten handelt, haben starken Einfluss auf das Materialverhalten bei einer Abkühlung. Sie bewirken ein Herabsetzen der kritischen Abkühlgeschwindigkeit (d.h. die Abkühlgeschwindigkeit, bei der sich Martensit bildet – eine Herabsetzung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit bedeutet, dass sich selbst bei sanfterer Abkühlung Martensit bilden kann), erhöhen die Festigkeitseigenschaften durch ein geändertes Umwandlungsverhalten, Ausscheidungshärtung, Karbidbildung oder Mischkristallhärtung und führen zu einer erheblichen Absenkung der thermischen Leitfähigkeit (führt zu großen Temperaturunterschieden im Schweißgut). Durch die Vielzahl der eingesetzten Legierungselemente mit unterschiedlich hohen Gehalten können allgemeingültige Aussagen zur Schweißbeignung hochlegierter Stähle nicht getroffen werden. Da dem Kohlenstoffgehalt allerdings wieder eine entscheidende Rolle bei der Bewertung der Schweißbeignung zukommt und zusätzlich die Wirkung der anderen Legierungselemente berücksichtigt werden soll, kann für niedrig- und hochlegierte Stähle das sog. „Kohlenstoffäquivalent“ (CEV, CET, C_{eq}) betrachtet werden [41]. Dabei wird der Beitrag von Legierungselementen zur Aufhärtung und somit die Neigung zur Kaltrissbildung durch Äquivalenzzahlen zusammen mit dem Kohlenstoffgehalt zu einer Wirksumme errechnet [44]. In der Literatur können unterschiedliche

Formeln zur Berechnung gefunden werden, die meist nur für Stahlgüten in einem definierten Bereich der chemischen Zusammensetzung Gültigkeit aufweisen. Ein wichtiger Faktor bei der Verwendung des Kohlenstoffäquivalents ist allerdings die Unterscheidung der Wirkung von Kohlenstoff und der übrigen Legierungselemente. Während die kritische Abkühlgeschwindigkeit von beiden Gehalten beeinflusst wird, wird die Martensithärte ausschließlich vom Kohlenstoffgehalt beeinflusst. Zur genauen Bestimmung der Kaltrissneigung ist ein Zusammenhang zwischen Gefügeausbildung, Maximalhärte und Kohlenstoffgehalt um den Parameter $t_{8/5}$ zu erweitern. Dies bedeutet, dass bei einem Gefüge, welches zu 100 % aus Martensit besteht, die Härte ausschließlich vom C-Gehalt abhängt (d.h. der C-Gehalt entspricht dem Kohlenstoffäquivalent). In diesem Fall kann die Maximalhärte durch folgende Beziehung abgeschätzt werden [41]:

$$HV_{max} = 930 * C + 283 \quad \text{(Formel 2-3)}$$

Treten während der Abkühlung (teilweise) Gefügeumwandlungen auf, haben die übrigen Legierungselemente, je nach Einfluss auf die kritische Abkühlgeschwindigkeit, Auswirkungen auf die Härte des Gefüges. Mit kürzer werdenden Abkühlzeiten nimmt die Bedeutung des C-Gehalts zu und die der Legierungselemente ab [42]. Ein zusätzlicher Nachteil bei der Verwendung der Formeln für das Kohlenstoffäquivalent ist, dass kaltrissfördernde Effekte bei erhöhten Gehalten von Wasserstoff und Sauerstoff nicht berücksichtigt werden. Zur Bewertung der Kaltrissneigung müssen neben der chemischen Zusammensetzung auch der Wasserstoffgehalt, die Werkstoffdicke, Art und Streckenenergie der Wärmeeinbringung sowie der Eigenspannungszustand berücksichtigt werden [41].

Untersuchungen von Mercelis et al. [45] oder Shiomi et al. [46] haben gezeigt, dass das in der Schweißpraxis angewendete Vorwärmen auch im L-PBF Prozess positive Auswirkungen auf die Rissanfälligkeit eines Werkstoffes haben kann. Beim herkömmlichen Schweißen werden abhängig vom Kohlenstoffäquivalent Temperaturen von 100 °C für $C_{eq} \leq 0,45$, 100 °C bis 250 °C für $C_{eq} = 0,45-0,60$ und 250 °C bis 350 °C (ev. auch höher) bei $C_{eq} \geq 0,60$ eingesetzt. Eine Methode zur Bestimmung der Vorwärmtemperatur bietet die Betrachtung der charakteristischen Vorgänge bei der Martensitbildung. Die Martensitbildung setzt beim Erreichen der (unteren) kritischen Abkühlung und nach Überschreiten der Martensitstarttemperatur M_s ein. Eine Erhöhung der Vorwärmtemperatur über die M_s -Temperatur verhindert die Bildung von Martensit unabhängig von der sich einstellenden Abkühlgeschwindigkeit. Die M_s -Temperatur kann entweder aus einem ZTU-Diagramm abgelesen, oder beispielsweise für martensitische Chromstähle nach folgender Beziehung errechnet werden [47].

$$M_s = (540 - 497 * C - 6,3 * Mn - 36,3 * Ni - 10,8 * Cr - 46,6 * Mo)^\circ C \quad (\text{Formel 2-4})$$

Der Beziehung (Formel 2-4) ist zu entnehmen, dass die enthaltenen Legierungselemente die M_s -Temperatur absenken.

Bedingt durch die kleinen Abmessungen des Schmelzbades und der WEZ beim L-PBF, liegen im Bereich um die Einwirkzone des Laserstrahls sehr hohe Temperaturgradienten vor. Zusätzlich werden die darunterliegenden Schichten von den neu aufgetragenen mehrmals für kurze Zeit rückerwärmt. Diese Temperaturführung unterscheidet sich deutlich von den Vorgängen beim herkömmlichen Schweißen. Die Möglichkeit der Vorwärmung der Substratplattform auf bis zu 200 °C reicht bei Stahlwerkstoffen nicht aus, um die beschriebenen Vorgänge zu unterbinden oder ausreichend abzumildern. Darüber hinaus ermöglichen Substratplattformheizungen keine homogene Erwärmung über die gesamte Bauhöhe, wodurch der Einfluss mit zunehmender Aufbauhöhe an Wirkung verliert. Werkstoffe die während des Bauprozesses hohe Härtewerte erreichen weisen daher rissbehaftete Gefüge auf und eignen sich nicht für die Fertigung von Funktionsbauteilen.

2.3 Pulvercharakterisierung metallischer AM-Pulver

Qualitativ einwandfreies und hochwertiges Metallpulver ist für die Fertigung fehlerfreier Bauteile durch pulverbettbasierte Verfahren eine Grundvoraussetzung. Für eine erfolgreiche Anwendung eines Einsatzmaterials in pulverbettbasierten Fertigungsverfahren ist vor allem die Fähigkeit ein homogenes, ebenes und defektfreies Pulverbett zu garantieren essenziell [48]. Fehlstellen im Pulverbett (Hohlräume, unterschiedliche Pulverbettdichte, unebene Pulverbettoberfläche) führen zu Unstetigkeiten beim Schweißprozess und erhöhen so die Möglichkeit von inneren Defekten im Bauteil. Im L-PBF Prozess werden im Allgemeinen Pulver in einem Partikelgrößenbereich von 15-45 (μm) verwendet. Die untere Grenze stellt dabei sicher, dass zu kleine und leichte Partikel nicht mit dem Schutzgasstrom aus dem Pulverbett mitgetragen und im Filtersystem abgeschieden werden. Die obere Grenze ergibt sich aus den eingestellten Schichtstärken und dem Ziel, keine allzu breiten Partikelgrößenverteilungen einzustellen, da dies für die Prozessparameterfindung an L-PBF Anlagen eine schwierige Voraussetzung darstellt. Beim L-PBF Prozess müssen sämtliche Partikel vollständig aufgeschmolzen werden, um ein porenfreies Gefüge zu ermöglichen. Das Schmelzen sehr großer Partikel benötigt allerdings mehr Energie, wodurch die Prozessstabilität negativ beeinflusst werden kann [49]. Die Partikelgrößenverteilungen der kommerziell erhältlichen Metallpulver werden derzeit nicht gezielt zusammengestellt. Es wird lediglich der Fein- und Grobanteil abgetrennt. Dies führt dazu, dass es keine einheitlichen Vorgaben wie beispielsweise eine normierte Partikelgrößenverteilung gibt. Prüfzertifikate von Pulverherstellern enthalten qualitätsrelevante Eigenschaftsangaben wie die chemische Zusammensetzung (meist mit der Angabe der Sauerstoff- und Wasserstoffgehalte), die Partikelgrößenverteilung (bzw. die Angabe der mittleren Partikelgröße durch den d_{50} -Wert sowie den d_{10} -Wert zur Beschreibung der kleinsten und d_{90} für die größten Partikel) eine Kennzahl für die Fließfähigkeit (meist Hall Flow Test) sowie die Schütt- und Klopfdichte. Es werden von Anlagenherstellern für Standardwerkstoffe zwar vorgegebene Parameterdatensätze angeboten, diese sind aber für Pulver von unterschiedlichen Pulverherstellern individuell anzupassen. Neben der Partikelgröße und Partikelgrößenverteilung sind die damit im Zusammenhang stehende Pulverbettdichte (Bulk-Dichte, Schüttdichte) und Fließfähigkeit (Rieselfähigkeit) von besonderem Interesse. In Abbildung 2-1 sind Einflussparameter auf die Pulvereigenschaften unter dem Unterpunkt „Material“ angeführt.

In den Jahren 2013/2014 veröffentlichte der Verein Deutscher Ingenieure (VDI) die ersten Richtlinien für Anwender und Produzenten von additiven Fertigungsverfahren. 2018 folgte die Richtlinie 3405 Blatt 2.3 als Leitfaden zur Charakterisierung von Pulverwerkstoffen [50]. In dieser Richtlinie werden die Kapitel Prüfverfahren in der Pulvermetallurgie, Pulverherstellung, Handhabung, Verarbeitung im AM-System sowie qualitätsrelevante Angaben zu den

Pulvereigenschaften und Sicherheitshinweise angeführt. Es ist anzumerken, dass einige der vorgeschlagenen Prüfverfahren bei der Analyse von sehr feinen Pulvern an ihre Grenzen stoßen.

Als eine wichtige Voraussetzung für eine Charakterisierungsmethode wird ein möglichst prozessnaher Versuchsaufbau angestrebt [51, 52]. Dies ist für den Schichtauftragsprozess beim L-PBF Verfahren kaum möglich. Aus diesem Grund müssen bestehende Untersuchungsmethoden auf ihre Eignung untersucht werden, Kennwerte für eine Beurteilung der Verwendbarkeit eines Pulvers in pulverbettbasierten Verfahren bereitzustellen. Viele der zur Verfügung stehenden Methoden wurden für die Bestimmung spezifischer Eigenschaften entwickelt und können außerhalb ihres angedachten Einsatzbereiches kaum eingesetzt werden. Als Beispiel kann an dieser Stelle der Hall Flow Test erwähnt werden. Speziell bei sehr feinen Pulvern führt der Konsolidierungsgrad durch das Befüllen und die erhöhte Reibung zwischen den Partikeln und dem Trichtermaterial, als Resultat der größeren Anzahl der Kontaktstellen, zu einer Brückenbildung und somit einer Behinderung des Ausfließens der Partikel aus dem Hall Flowtrichter [53]. Die große spezifische Oberfläche macht feine Pulver zudem anfällig für Feuchtigkeitsaufnahme bedingt durch die Luftfeuchtigkeit, was ebenfalls zu einer Behinderung des Durchrieselns bewirkt. Die Großzahl der erhältlichen AM-Pulver zeigt bei diesem Test, bedingt durch die geringen Partikelgrößen, kein eigenständiges Fließverhalten, obwohl im Prüfzertifikat ein Ergebnis dafür angeführt ist [54]. Zusätzlich sind die unteren und oberen Grenzwerte zur Bewertung zu weit gefasst. Bedingt durch die sehr große spezifische Oberfläche feiner multimodal verteilter Partikelmischungen stellt die Luftfeuchtigkeit einen großen Einflussfaktor auf die Fließfähigkeit dar und kann unter Umständen die Messergebnisse erheblich beeinflussen. Hohe Luftfeuchtigkeit führt zu einer Agglomeration der Pulverpartikel, was wiederum zu einer Verminderung der Fließfähigkeit führt.

Das Verhalten einer Schüttung von Partikeln wird durch Morphologie (Gestalt/Form der Partikel), Granulometrie (Partikelgrößenverteilung), Packungsdichte (Schüttdichte, konsolidierte Bettdichte), rheologische und thermische Eigenschaften sowie vom Belastungszustand (lose Schüttung oder verdichtet) beeinflusst [55]. Zum Erreichen einer möglichst hohen relativen Bauteildichte im L-PBF Prozess werden eine hohe Packungsdichte und eine ausgezeichnete Fließfähigkeit vorausgesetzt. Diese Parameter hängen vor allem von der Partikelform, der Partikelgrößenverteilung und interpartikulären Wechselwirkungen (Reibung, Verhakungen durch Satelliten, elektrostatische Anziehung, Van-der-Waals Kräfte, [56, 57]) ab, wobei diese Parameter auch Beziehungen untereinander aufweisen [58]. Die Einflüsse der Pulvereigenschaften auf das Fließverhalten von Metallpulvern kann in innere (intrinsische) und äußere (extrinsische) Einflüsse unterteilt werden. Zu den Inneren zählen Partikelgröße und –verteilung, Morphologie, Oberflächenstruktur, Satelliten, Porosität,

Adsorption, Dichte, Reibung, Verhakungen oder Packverhalten. Als externe Einflüsse sind der Grad der Konsolidierung, Feuchte, Temperatur, Fließgeschwindigkeit oder Normaldruck zu nennen.

Einige in dieser Arbeit angewendeten rheologischen Verfahren machen sich die Eigenschaft zu Nutze, dass eine Schüttung von Feststoffpartikeln durch eine aufwärtsgerichtete Strömung eines Fluids (Gase, Flüssigkeiten) selbst in einen fluid-ähnlichen Zustand versetzt wird [59]. Abhängig vom Fluidisierungsmedium, der Strömungsgeschwindigkeit und der Eigenschaften der Feststoffpartikel (hauptsächlich Partikeldurchmesser und Dichte) werden unterschiedliche Arten des Fluidisierungsverhaltens beobachtet. Es kann allerdings nicht jede Art von Partikel fluidisiert werden. Geldart [60] definierte für das Fluidisierungsverhalten granularer Medien abhängig ihrer Partikelgröße und Dichte eine Klassifizierung in vier Pulvergruppen.

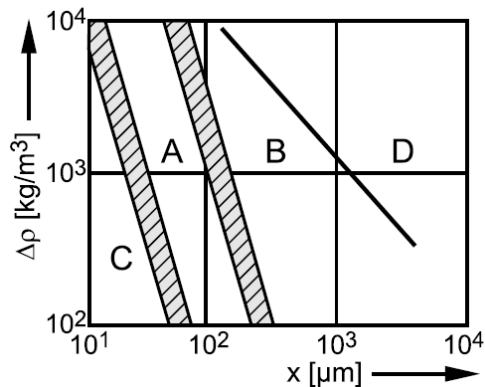


Abbildung 2-25: Geldart-Diagramm. Einteilung von Schüttgütern nach ihrem Verhalten bei Durchströmung mittels Fluidisierungsmediums Luft [41]

Gruppe A beschreibt Schüttgüter mit Partikelgrößen um ca. 40 µm bis 200 µm und/oder niedrigen Feststoffdichten bis 1,4 g/cm³. Der Partikelgrößenbereich der Gruppe A liegt zwischen Gruppe C (sehr feine Pulver mit Partikelgrößen bis 50 µm) und Gruppe B (Partikelgrößen ab 200 µm). Pulver der Gruppe A weisen eine niedrige Kohäsion (Schüttwinkel bis ca. 30°) auf und lassen sich einfach fluidisieren. Bei einsetzender Fluidisierung dehnt sich das Pulverbett (Wirbelschicht) stark und gleichmäßig aus. Bei einsetzender Drosselung der Volumenstromrate des Fluidisierungsmediums zeigt das Pulverbett ein ausgeprägtes Lufthaltevermögen, was in einem langsamen Absetzen der Pulverpartikel resultiert. Pulverproben der Gruppe B lassen sich bei mäßig ausgeprägter Pulverbettausdehnung nur eingeschränkt fluidisieren und sacken bei Absenkung der Volumenstromrate des Fluidisierungsmediums schnell in sich zusammen. Materialien der Gruppe C bestehen aus sehr kleinen, stark kohäsiven Partikeln (Schüttwinkel bis über 60°), die kaum fluidisiert werden können. Beim Versuch einer Fluidisierung zeigen sie die bereits erwähnte Bildung eines „Plugs“ oder die Ausbildung von Strömungskanälen („rat-holes“). Schüttgüter der Gruppe D enthalten grobe und schwere Partikel mit Durchmessern zwischen

1 bis 5 mm und sind ebenfalls schlecht fluidisierbar. Die Einzelpartikel werden anstatt zu fluidisieren turbulent umströmt, was sich auch in einem schlechten Lufthaltevermögen zeigt [61]. Metallische Pulver für die additive Fertigung liegen im Übergangsbereich der Gruppen A und C [62].

Durch Methoden der Pulvercharakterisierung können Metallpulver in kohäsive und nicht-kohäsive Pulver eingeteilt werden. Kohäsive Pulver zeigen stärkere Haftkräfte zwischen den Partikeln. Bei der Fluidisierung eines solchen Pulverbettes neigt dieses Pulver bei einer Erhöhung der Volumenstromrate der Luftzufuhr zuerst zur Bildung von Luftkanälen, wodurch das Pulver bei weiterer Erhöhung der Luftzufuhr als sog. „Plug“ (Stoppel) nach oben gedrückt wird. Diese Pulver zeigen im Allgemeinen ein schlechtes Fluidisierungsverhalten. Nicht-kohäsive Metallpulver weisen weniger starke Haftkräfte zwischen den Partikeln auf, wodurch ein eingeleiteter Luftstrom das Pulverbett leichter durchströmen kann. Diese einfache Fluidisierung ist ein Anzeichen guter Fließfähigkeit [63].

Im Folgenden werden grundlegende Pulvereigenschaften und rheologische Methoden zur Pulvercharakterisierung erläutert.

Standarduntersuchungen nach VDI 3405

Pulvermorphologie

Bei der Herstellung von Metallpulver können unterschiedliche Verfahren eingesetzt werden (z.B. Gas-, Wasser, Plasmaverdüsung, EIGA-Verfahren, Zentrifugalverdüsung [64]). Die dadurch erzeugten Partikel unterscheiden sich in ihrer äußeren Form (nadelförmig, sphärisch, flockenartig, unregelmäßig ([65], DIN EN ISO 3252), wobei beim L-PBF Prozess sphärische Partikel (hohe erreichbare Packungsdichte und gute rheologische Eigenschaften) ohne anhaftende Satelliten bevorzugt werden [23]. Satelliten bezeichnen in diesem Zusammenhang Anhaftungen von kleinen an größeren Partikeln. Diese entstehen beim Verdüsungsprozess, wenn während der Erstarrungsphase kleine und größere Partikel kollidieren. Nach der Zerstäubung fallen die Partikel in einer Zerstäubungskammer nach unten. Durch eine aufwärtsgerichtete Gasströmung werden kleine, vollkommen erstarrte Partikel nach oben befördert und kollidieren mit teilerstarrten größeren Partikeln [66, 67]. Die Fließfähigkeit wird durch diese Anhaftungen stark beeinträchtigt, weshalb ein Pulver eine möglichst geringe Anzahl an Satelliten aufweisen sollte. Eine Bewertung der Partikelform wird mit Hilfe bildgebender Analysen (Lichtmikroskopie, Rasterelektronenmikroskopie) durchgeführt. Weicht die Partikelform von der einer Kugel ab, kann diese durch verschiedene Hilfsmittel (Feret oder Martin Durchmesser, Sphärizität/Zirkularität, Rundheit, Formfaktor/Seitenverhältnisse [65, 68])

beschrieben werden. Die in dieser Arbeit verwendeten Metallpulver weisen hauptsächlich sphärische Partikel auf, wodurch eine Anwendung alternativer Beurteilungsansätze entfällt.

Pulvergranulometrie

Die Granulometrie oder Partikelgrößenverteilung (PSD) ist eine der wichtigsten Aspekte eines Pulvers für die additive Fertigung. Sie ist maßgeblich für die Eigenschaften eines Pulverbetts (Packungsdichte, Verdichtbarkeit) und die Fließ- und Rakelfähigkeit eines Pulvers verantwortlich. Die maximale Partikelgröße richtet sich nach der im L-PBF Prozess eingestellten Schichtstärke. Partikel welche einen größeren Durchmesser als die Schichtstärke aufweisen, werden beim Beschichtungsvorgang über bereits aufgebaute Bauteilbereiche hinweggeschoben und führen im Laufe mehrfacher Wiederverwendung des Pulvers zu einer Verschiebung der PSD hin zu einer gröberen Verteilung. Die Intensität der Vergröberung hängt dabei stark vom tatsächlich belichteten Querschnitt pro Schicht ab. Bei großflächigen Belichtungen fällt eine Verschiebung der PSD deutlicher aus als bei Baujobs mit kleiner Belichtungsfläche. Es können allerdings auch prozessbedingt größere Partikelagglomerate zusammenschmelzen. Schweißspritzer, die aus der Schmelzzone herausgeschleudert und im Pulverbett abgelagert werden, führen zu Agglomeraten, die vor der nächsten Verwendung des Pulvers entfernt werden müssen. Bei einer EOS M280 erfolgt dies durch ein Einlegesieb (80 µm Maschenweite), welches am Ende des Baujobs in den Dosierschacht eingelegt wird. Aufgrund der größeren Maschenweite im Vergleich zum maximalen Partikeldurchmesser des Ausgangspulvers wird während des Einsatzes im L-PBF Prozess eine Vergröberung des Pulvers beobachtet [69, 2]. Die minimale Partikelgröße ergibt sich zum einen daraus, dass beim L-PBF Prozess das Pulverbett ständig von einem Schutzgasstrom aus Argon oder Stickstoff überspült wird, um Schweißspritzer und -rauch aus dem Prozess zu entfernen. Sehr feine Partikel würden mit dem Schutzgasstrom ausgetragen und im Filtersystem abgelagert, was einen Verlust an Pulvermaterial und frühere Wartungsarbeiten mit sich bringt. Zusätzlich erschwert eine sehr breite Verteilung der Pulverpartikel das Einstellen optimaler Prozessparameter für den L-PBF Prozess, da große Partikel eine höhere Energie zum Aufschmelzen benötigen. Feine Partikel beeinträchtigen zudem die Fließfähigkeit signifikant, weshalb der Feinanteil (d.h. Partikel mit einem Partikeldurchmesser zwischen 10-20 µm) unter 5 % betragen soll [69]. Die Verteilung der Partikel mit unterschiedlichen Durchmessern wirkt sich direkt auf die Packungsdichte eines Pulvers aus. Abbildung 2-26 zeigt die Entwicklung der Packungsdichte für eine bimodale Mischung aus kleinen und großen Partikeln. Die maximale Packungsdichte kann erreicht werden, wenn kleine Partikel die Zwischenräume von großen Partikeln auffüllen [70, 71]. Bedingt durch die Pulverherstellung handelt es sich bei AM-Metallpulver um multimodal verteilte Pulver in einem Partikelgrößenbereich von 15-45 (63) µm.

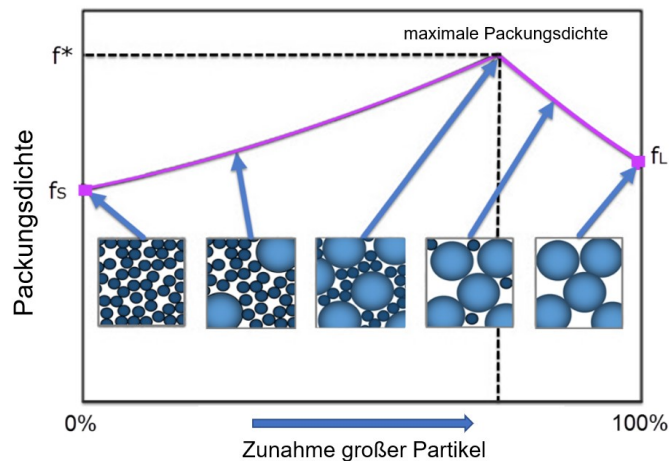
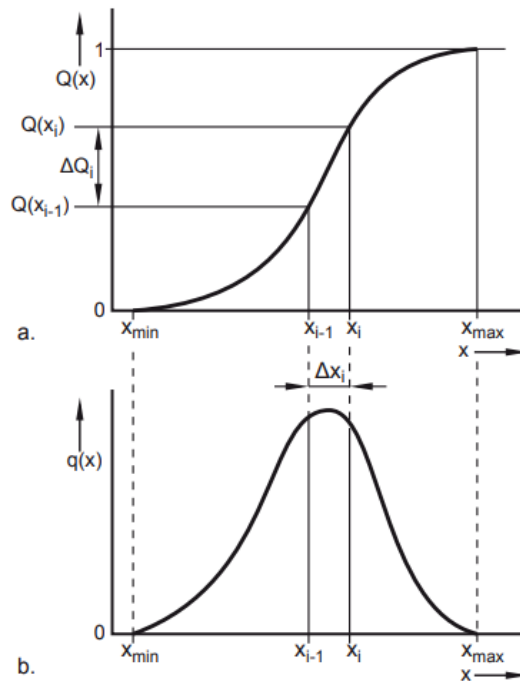


Abbildung 2-26: Entwicklung der Packungsdichte einer bimodalen Mischung aus kleinen und großen Partikeln [71]

Bei der Ermittlung der PSD ist darauf zu achten, dass die unterschiedlichen Messmethoden nicht zu denselben Ergebnissen führen. So können Ergebnisse von Analysen, welche mit Hilfe der Laserbeugung oder durch Trockensiebung ermittelt wurden, nicht direkt miteinander verglichen werden. Bei kommerziell erhältlichen Standardpulvern werden meist nicht die gesamten Daten der PSD, sondern lediglich charakteristische Werte angegeben. Der d_{50} -Wert (mittlere Partikelgröße, Norm: ISO 13320) beschreibt bei Bezug auf das gesamte Partikelvolumen (im Gegensatz zur relativen Häufigkeit) den Partikeldurchmesser, unter dem 50 % der Partikel liegen. Zur Beschreibung der kleinsten bzw. größten Partikel werden die Kennwerte d_{10} bzw. d_{90} , d.h. die Durchmesser unter denen 10 % bzw. 90 % der detektierten Partikel liegen, angegeben. Neben der Angabe von d_{10} , d_{50} und d_{90} werden die Ergebnisse in der Form zweier Verteilungskurven, die Verteilungssumme $Q(x)$ und die Verteilungsdichte $q(x)$, dargestellt (Abbildung 2-27). Die Verteilungssumme beschreibt den Mengenanteil an Partikeln bezogen auf die Gesamtmenge (z.B. Anzahl an Partikeln oder Masse), der kleiner als die betrachtete Partikelgröße (x) ist. Die Verteilungsdichte ist die erste Ableitung der Verteilungssumme nach der Partikelgröße (x) und gibt den Mengenanteil im Intervall $(x \dots x+dx)$ bezogen auf die Intervallbreite an.



**Abbildung 2-27: Partikelgrößenanalyse - a.) Verteilungssumme $Q(x)$
b.) Verteilungsdichte $q(x)$ [41]**

Pulverbettichte - Schüttdichte

Bei pulverbettbasierten Fertigungsverfahren wird das Pulver ohne zusätzlicher Kompaktierung von einem Beschichterarm aufgetragen. AM-Pulver sollten daher die Eigenschaft aufweisen, selbstständig ein möglichst dichtes Pulverbett zu bilden. Dieses Verhalten wird durch die Partikelgrößenverteilung, Morphologie, interpartikuläre Kräfte, Oberflächenchemie (z.B. Oxidschicht) und die Fließfähigkeit maßgeblich beeinflusst [72]. Durch die größtenteils sphärischen Partikel mit einer multimodalen Größenverteilung entstehen Hohlräume im Pulverbett, welche die relative Dichte (Pulverbettichte) auf Werte von 40-60 % begrenzen. Da beim L-PBF Prozess zur Erzeugung einer durchgehenden Schweißbahn das aufgetragene Pulver vollständig aufgeschmolzen wird und kein zusätzlicher Pulvereintrag erfolgt (vgl. Laserauftragsschweißen – LMD-Verfahren), muss die Pulverbettichte möglichst hoch sein um hohe relative Dichten der erzeugten Bauteile zu gewährleisten (siehe Abbildung 2-28, [73]).

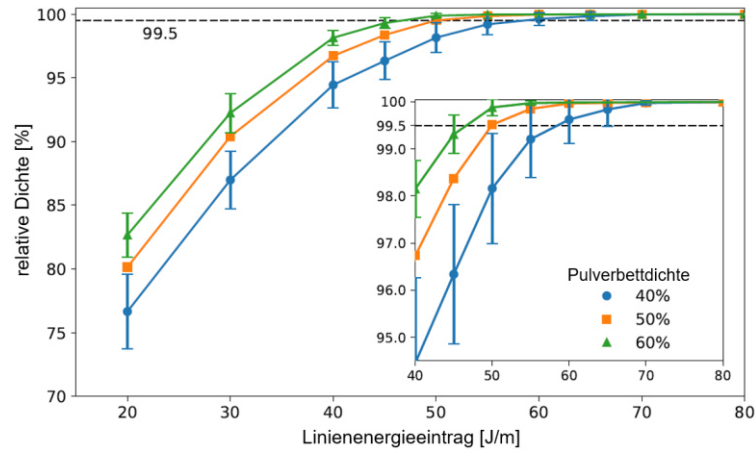


Abbildung 2-28: Relative Dichte von Probekörper einer Ti6Al4V EBM-Studie mit unterschiedlichen Linienenergieeinträgen und Pulverbettichten [73]

Zusätzlich hängen die Schmelzbadgeometrie sowie Wärmetransfereigenschaften im Pulverbett von der Anordnung und Größe der Pulverpartikel ab. Unregelmäßigkeiten können beispielsweise zu richtungsabhängiger Wärmeabfuhr und somit zu unterschiedlichen lokalen Temperaturgradienten führen [74].

Die Ermittlung der Pulverbettichte einer Pulverschicht im L-PBF Prozess ist direkt kaum möglich. Die Charakterisierung der Pulverbettichte erfolgt über die Bestimmung der Schüttdichte. Die Schüttdichte ist definiert als das Verhältnis der Masse zum eingenommenen Volumen. Die Bestimmung der Schüttdichte erfolgt entweder nach dem Scott-Volumeter-Verfahren (Norm: DIN ISO 3923-2) oder nach dem Trichterverfahren (Norm: EN ISO 3923-1). In dieser Arbeit wurde das Trichterverfahren mit Hilfe eines Hall Flowmeters und einer 2,5 mm großen Trichterdüse angewendet.



Abbildung 2-29: Aufbau des Hall Flowmeters zur Bewertung der Fließfähigkeit eines granularen Werkstoffs (Standort: Lehrstuhl für Umformtechnik, Montanuniversität Leoben)

Bei der Versuchsdurchführung fließt das Pulver durch einen Hall Flow Trichter in einen 25 ml fassenden Auffangbehälter bis dieser vollständig gefüllt ist (Abbildung 2-29). Das überschüssige Pulver wird mit Hilfe eine Abstreifklinge entfernt und durch Differenzwägung die Masse bestimmt. Für die Durchführung muss das Pulver frei fließend sein. Für Testpulver, die schlecht oder gar nicht durch die 2,5 mm Trichterdüse fließen, kann eine 5 mm Düse eingesetzt werden. Neben dem Trichterverfahren kann die Schüttdichte auch mit Hilfe eines Rheometers ermittelt werden.

Fließfähigkeit

In pulverbettbasierten Fertigungsverfahren gilt eine gute Fließfähigkeit eines Pulvers als Voraussetzung für ein ausreichendes Auftragsverhalten und die Fähigkeit eine ebene Pulverbettfläche auszubilden [75]. Zur Bestimmung der Fließfähigkeit von granularen Werkstoffen steht eine große Anzahl an Charakterisierungsmethoden zur Verfügung. In dieser Arbeit wurde der Hall Flow Test (DIN EN ISO 4490:2018-8) herangezogen (Abbildung 2-29). Für nicht-freifließende Pulver werden alternativ auch der Carney Trichter (ASTM B417-18) oder das Gustavsson Flowmeter (ISO 13517:2013) verwendet [53, 76, 77]. Die verwendeten Trichter dieser Verfahren unterscheiden sich im zum Hall Flowmeter durch einen steileren Flankenwinkel, eine größere Ausflussöffnungen oder eine glattere Oberfläche des Ausflusstrichters. Durch den Einsatz eines Pulvers im L-PBF Prozess sowie die Aufbereitung und Wiederverwendung steigt im Allgemeinen die Fließfähigkeit durch eine Zunahme des Anteils größerer Partikel [69, 2].

Rheologische Untersuchungen

Für die Bestimmung der rheologischen Eigenschaften von Metallpulvern stand für diese Arbeit das Rheometer MCR 302 der Fa. Anton Paar GmbH zur Verfügung. Im Folgenden werden die Prinzipien der Messmethoden im Detail beschrieben.

Lufthaltevermögen – Deaeration

Das Lufthaltevermögen eines Schüttguts ist stark von der Partikelgröße und der Feststoffdichte abhängig. Wie bei der Erläuterung der Einteilung des Fluidisierungsverhaltens nach Geldart angemerkt, kann das Lufthaltevermögen einer Pulverschüttung den Gruppen A bis D zugeordnet werden. Gut fluidisierbare Pulver (Gruppe A) neigen als Wirbelschicht zu einer starken Expansion des Pulverbetts und einer langen Absetzdauer der Partikel nach Abschalten der Luftzufuhr. Sehr feine Pulver (Gruppe C) und gröbere Pulver (Gruppe B und Gruppe D) zeigen durch ihr spezielles Fluidisierungsverhalten ein schlechtes Lufthaltevermögen [60, 78].

Kompressibilität (Verdichtbarkeit) – Compressibility (Schüttdichte, Carr Index)

Die Schüttdichte kann mit Hilfe eines Rheometers im unverdichteten und im konsolidierten Zustand bestimmt werden. Dafür wird eine bestimmte Menge an Pulver in eine Messzelle gefüllt und mit Hilfe eines Luftstroms vollständig fluidisiert. Dies löscht zum einen das „Pulvergedächtnis“, d.h. die Fluidisierung beseitigt Restspannungen und Agglomerate im Pulverbett, zum anderen stellt sich nach dem Abschalten des Luftstroms eine ebene Bettoberfläche ein. Für die anschließende Messung wird ein ebener Stempel in die Messvorrichtung eingesetzt und so weit verfahren, bis der erste Kontakt zur Bettoberfläche hergestellt ist. Aus der eingewogenen Masse und dem davon eingenommenen Volumen kann die Schüttdichte errechnet werden. Das verwendete Rheometer bietet darüber hinaus die Möglichkeit, den Stempel weiter abzusenken und so eine Presskraft (vertikale Normalspannung) auf das Pulverbett auszuüben. Die Ermittlung des von der Presskraft abhängigen Pulvervolumens ermöglicht die Bestimmung der konsolidierten Schüttdichte (vgl. mit Klopfdichte) ρ_T sowie des Carr-Index (siehe Formel 2-5, [79]).

$$C[\%] = \frac{\rho_T - \rho_B}{\rho_T} * 100 \quad (\text{Formel 2-5})$$

Der Carr-Index ist ein Maß für die Kompaktierbarkeit eines Pulvers. Frei fließende Pulver weisen ähnliche Schütt- und Klopfdichten (konsolidierte Schüttdichten) auf, da sich die Partikel bereits durch das Befüllen bzw. die zum Löschen des Pulvergedächtnisses erfolgte Fluidisierung als eine kompakt angeordnete Pulversäule anordnet. Dies wird durch niedrige Carr-Indizes angezeigt [78]. Schlecht fließende Pulver ermöglichen im unverdichteten Zustand eine lockere Packung mit größeren Hohlräumen zwischen den Partikeln, lassen sich daher stärker verdichten und führen somit zu einem hohen Carr-Index. Mit Hilfe des Carr-Index lässt sich eine Korrelation zwischen den Kompaktierungseigenschaften und der Fließfähigkeit eines Pulvers herstellen. Je nach Quelle kann die Einteilung der Fließfähigkeit in Bezug auf den Carr-Index variieren (siehe Tabelle 2-2, [79, 80]). Es ist anzumerken, dass die tabellierten Carr-Index-Werte zur Beschreibung feiner Metallpulver nur bedingt herangezogen werden können. Die Ergebnisse der Untersuchungen können aber tendenziell zur Beschreibung des Verhaltens verwendet werden.

Tabelle 2-2: Einteilung der Fließfähigkeit mit Hilfe des Carr Index [80, 79]

Carr Index – C [%] [79]	Carr Index – C [%] [80]	Fließfähigkeit
5-15	<10	Ausgezeichnet
12-16	11-15	Gut
18-21	16-20	Ausreichend
23-28	21-25	Annehmbar
28-35	26-31	Schlecht
33-38	32-37	Sehr schlecht
>40	>38	Annähernd keine Fließfähigkeit

Kohäsionsstärke – Cohesion Strength

Unter dem Begriff Kohäsion sind verschiedene Mechanismen zusammengefasst, welche sich zwischen zwei Partikeln ausbilden können und beschreibt deren Auswirkung auf die Neigung von Partikeln sich an andere anzuheften. Neben der „inneren Kohäsion“ durch Reibung oder Verhakungen sind anziehende kohäsive Kräfte bedingt durch elektrostatische Aufladung, die Oberflächenenergie der Partikel und vor allem Adhäsionskräfte aufgrund von Van-der-Waals-Wechselwirkungen zu berücksichtigen [41]. Bei Metallpulvern im betrachteten Partikelgrößenbereich wird das Fließverhalten maßgebend von den auftretenden Reibungskräften und mechanischen Verhakungen beeinflusst [81]. Für die Durchführung von Kohäsionstests, d.h. zur Bewertung des inneren Widerstands von Pulverschüttungen gegen das Fließen, stehen beim Rheometer neben der „Warren-Spring-Methode“ (Verwendung eines mit radialen Lamellen versehenen Rades, welches in das Pulver eingedrückt und anschließend rotiert wird) die in dieser Arbeit angewendeten Methode mit einem 2-Flügel-Rührer zur Drehmomentermittlung zur Verfügung. Die erhaltenen Drehmomente werden mit dem CSS-Faktor (CSS-Faktor: Kalibrierfaktor der Messzelle für Kalziumkarbonat bei 3 kPa Normalspannung) zur Kohäsionsstärke S multipliziert. Durch Division der Kohäsionsstärke (S) durch die Schüttdichte erhält man die gewichtete Kohäsionsstärke (S_g). Die gewichtete Kohäsionsstärke kann als Beschreibung der intrinsischen Fließfähigkeit, d.h. dem Einfluss der Reibungskräfte und den Verhakungen zwischen den Partikeln, herangezogen werden und Einflüsse durch Unterschiede in der Partikelgrößenverteilung und der Satellitengröße und -anzahl offenkundiger darstellen, als dies bei der Kohäsionsstärke S der Fall ist.

Pressure Drop Methode

Granulare Medien können durch einen definierten Volumenstrom fluidisiert werden, d.h. sie zeigen ein flüssigkeitsähnliches Verhalten. Es können allerdings nicht alle granularen Medien fluidisiert werden (siehe Gruppeneinteilung nach Geldart). Bei der Pressure Drop Methode wird in der Messzelle des Rheometers der nötige Volumenstrom für eine vollständige Fluidisierung der Pulverprobe ermittelt. Der Versuch startet mit einer gleichmäßigen

Steigerung der Volumenstromdichte und der Messung des Druckabfalls an der Pulverprobe. Bei einer Erhöhung der Volumenstromdichte wird in der ersten Phase des Versuchs ein linearer Anstieg des Drucksignals gemessen und gibt Aufschluss über Permeabilität einer Pulverschüttung. Die Charakterisierung der Permeabilität wird durch die Auswertung der Steigung des linearen Drucksignals ermöglicht. Die voluminöseren Freiräume zwischen größeren Partikeln ermöglichen eine bessere Durchlässigkeit für den Luftstroms, als dies bei feineren Partikeln mit geringerem Lückengrad der Fall ist und ergeben einen linearen Druckanstieg mit geringerer Steigung. In dieser Phase wird das Verhalten durch grundlegende Mechanismen der Pulvermechanik beeinflusst und ist von den Eigenschaften der Einzelpartikel (Dichte, Satelliten, Partikelgröße), d.h. das Eigengewicht und auftretende Verhakungen, abhängig. Beim Erreichen einer charakteristischen Volumenstromdichte zeigt das aufgezeichnete Drucksignal einen mehr oder weniger stark ausgeprägten Druckabfall in der Messzelle und die Pulverprobe beginnt zu fluidisieren [79]. Bei vollständiger Fluidisierung wird in der Messzelle ein konstantes Drucksignal beobachtet und das Pulververhalten folgt den Prinzipien der Strömungsmechanik. In dieser Phase werden innere kohäsive Eigenschaften weitgehend eliminiert und das Verhalten wird hauptsächlich durch das Eigengewicht beeinflusst. Die Kenntnis über die Volumenstromrate bei einsetzender und vollständiger Fluidisierung ist vor allem bei pneumatischer Förderung von Schüttgütern von Interesse. Für die durchgeführten Rheometeruntersuchungen dienen die ermittelten Volumenstromraten vor allem als Vorgabe für die Probenpräparation beim Löschen des Pulvergedächtnisses.

„Valverde Methode“ – Methode zur Ermittlung der Zugfestigkeit eines Pulvers

Die Zugfestigkeit eines Pulvers ist abhängig von den intergranularen Wechselwirkungen und des freien Volumens einer Schüttung, welche wiederum in Beziehung mit dem Konsolidierungsgrad stehen. Der Versuchsablauf der Valverde Methode entspricht dem der Pressure Drop Methode, das Pulver wird aber vor Erhöhung der Volumenstromrate mit einem Stempel mit definierter Normalpresskraft verdichtet. Die Presskraft wird für eine Messserie stufenweise gesteigert, wobei bei jeder Normalpresskraft ein eigener Versuch durchgeführt wird. Bei einer Steigerung der Volumenstromdichte bauen sich zwischen den Partikeln Zugspannungen auf bis diese am Lockerungspunkt („Overshoot“) zu groß werden und das Pulverbett „bricht“. Nach dem charakteristischen Druckabfall nähert sich das Drucksignal bei weiterer Erhöhung der Volumenstromrate einem konstanten Niveau an. Die Differenz zwischen dem maximalen Druckwert und des (konstanten) Plateauwerts ergibt die Zugfestigkeit der Pulverprobe [82-84]. Für dichter gepackte Pulver ist ein stärkerer aufwärts gerichteter Luftstrom aufzubringen, da durch eine höhere Anzahl der Kontaktstellen (Reibung) und Verhakungen eine größere Kraft (Zugfestigkeit) gegen den Luftstrom wirkt.

3. Methodenplanung

In diesem Kapitel wird auf die Methodenplanung für den Teil der Parameterstudien der Werkstoffe W1 bis W11 und den Teil der Pulvercharakterisierung mit Werkstoff W10 und Vergleichspulver W11 (1.4317, Hersteller 2) eingegangen.

3.1 Verwendete Pulverwerkstoffe

Im Folgenden werden die untersuchten Pulverwerkstoffe und die entwickelte Methodik einer Parameterstudie zur Findung geeigneter Prozessparameter an einer EOSINT M280 L-PBF Anlage beschrieben. Mit den unterschiedlichen Werkstoffen wurde versucht, eine möglichst breite Variation von Stahlwerkstoffen im L-PBF Prozess zu testen, um tieferen Einblick in die Vorgänge beim Einsatz von nicht standardmäßig angebotenen Werkstoffen zu bekommen. Die Werkstoffe werden in weiterer Folge mit den Bezeichnungen W1 bis W11 abgekürzt. Die Werkstoffe W1 bis W4 wurden im Rahmen einer ersten Machbarkeitsstudie untersucht. Der Fokus wurde auf die Verarbeitbarkeit und die Ermittlung mechanisch-technologischer Kennwerte gelegt. Die Werkstoffe W5 und W6 wurden im Rahmen des FFG-Leitprojekt „addmanu“ (2015-2018) zur Entwicklung eines Kunststoffformenstahls mit vergleichbaren Gebrauchseigenschaften wie die konventionell hergestellten Vergleichswerkstoffe eingesetzt. Für die Werkstoffe W5 bis W10 wurden Prozessparameterstudien sowie Untersuchungen der Veränderungen der Pulvereigenschaften durchgeführt. Der Werkstoff W11 wurde wegen seiner besonderen Kavitationsbeständigkeit ausgewählt und in mehreren Parameterstudien untersucht. Das zweite Themengebiet dieser Arbeit, die Charakterisierung von Pulverwerkstoffen und die Veränderung der Eigenschaften durch mehrfache Wiederverwendung, wurde mit den Werkstoffen W6 bis W10 bearbeitet. Für die rheologischen Untersuchungen stand mit dem Werkstoff W10 eine ausreichende Menge zur Verfügung. Mit diesem Werkstoff wurde anhand mehrerer identer Baujobs die Veränderung der Pulvercharakteristik durch mehrfache Wiederverwendung untersucht. Anschließend wurde das Pulver in Fraktionen ausgesiebt, getestet und anschließend Mischungen daraus hergestellt. Die Fraktionen und Mischungen wurden auf ihre Pulvereigenschaften getestet und mit dem Werkstoff W11 (Hersteller 2) verglichen. Bei der Beschreibung der verwendeten Werkstoffe wird im Speziellen auf das Härteniveau der einzelnen Legierungen eingegangen, da es ein Hauptkriterium für die Verwendbarkeit im L-PBF Prozess darstellt. In Tabelle 3-1 sind die verwendeten Versuchswerkstoffe mit den entsprechenden Werkstoffnummern und Details zur chemischen Zusammensetzung aufgelistet.

Tabelle 3-1: Übersicht über die verwendeten Pulverwerkstoffe

Versuchswerkstoffnummer	Werkstoffnummer bzw. -bezeichnung	Details zur chem. Zusammensetzung
W1 - Kunststoffformenstahl	1.2764	X19NiCrMo4
W2 - Warmarbeitsstahl	1.2343	X38CrMoV5-1
W3 - PM-Schneidwerkstoff	MC90 Intermet	Fe – Co (25) – Mo (15)
W4 - Schnellarbeitsstahl	ähnlich 1.3253	HS 10-2-5-8
W5 - PM-Kunststoffformenstahl	0,54%C	C=0,54% + N
W6 - Kunststoffformenstahl	0,24%C (ähnlich AISI420)	C=0,24% + N
W7 - Duplex-Stahl	1.4501	X2CrNiMoCuWN25-7-4
W8 – Nickelbasis-Legierung	2.4668	NiCr19Fe19Nb5Mo3
W9 - Vergütungsstahl	1.7734	14CrMoV6-9
W10 - Martensitischer Stahl	1.4542	X5CrNiCuNb16-4
W11 – Weichmartensitischer Stahl	1.4317	GX4CrNi13-4

3.1.1 Werkstoff W1 – Kunststoffformenstahl 1.2764 (X19NiCrMo4)

Bei diesem Werkstoff handelt es sich um einen Ni-Cr-Mo-legierten Einsatzstahl, der unter anderem für die Fertigung von Kunststoffformen oder Presswerkzeugen eingesetzt wird [85, 86]. Er zeichnet sich durch eine hohe Kernfestigkeit bei sehr guter Zähigkeit aus und ist im gehärteten Zustand sehr gut polierbar. In Tabelle 3-2 ist die chemische Zusammensetzung des Pulverwerkstoffes angegeben.

Tabelle 3-2: Chemische Zusammensetzung des Kunststoffformenstahls W1

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
0,195	0,18	0,25	1,42	0,28	4,32

Der Werkstoff gilt als bedingt schweißbar (allerdings nur vor einem Aufkohlungsprozess bzw. nach dem Härten), wobei eine Vorwärmtemperatur von 250-350 °C empfohlen wird. In Abbildung 3-1 ist der Temperatur-Zeit-Verlauf einer Standard-Wärmebehandlung dargestellt. Die finale Wärmebehandlungsprozedur besteht aus Aufkohlen bzw. Härten (Härten: 800-830 °C) mit darauffolgendem Anlassen (170-210 °C).

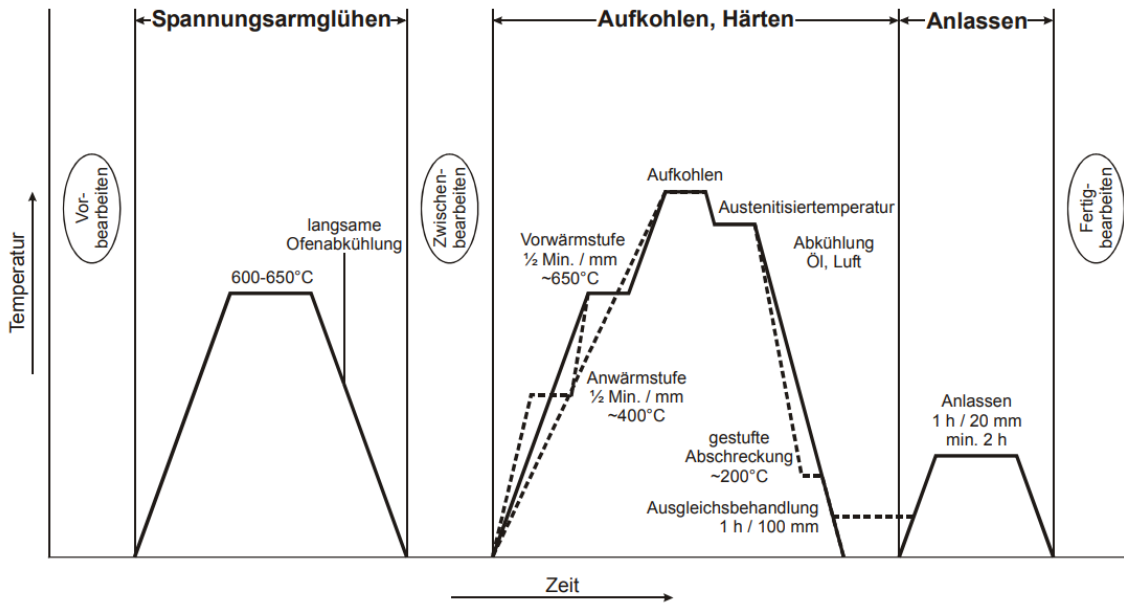


Abbildung 3-1: Kunststoffformenstahl W1 - Temperatur-Zeit-Folge für die Wärmebehandlung [86]

Zur Bewertung der Schweißseignung müssen, die sich einstellenden Härtewerte in die Betrachtung miteinfließen. Das in Abbildung 3-2 dargestellte ZTU-Schaubild zeigt bei rascher Abkühlung eine maximale Härte im Kernbereich von 480 HV (47,7 HRc).

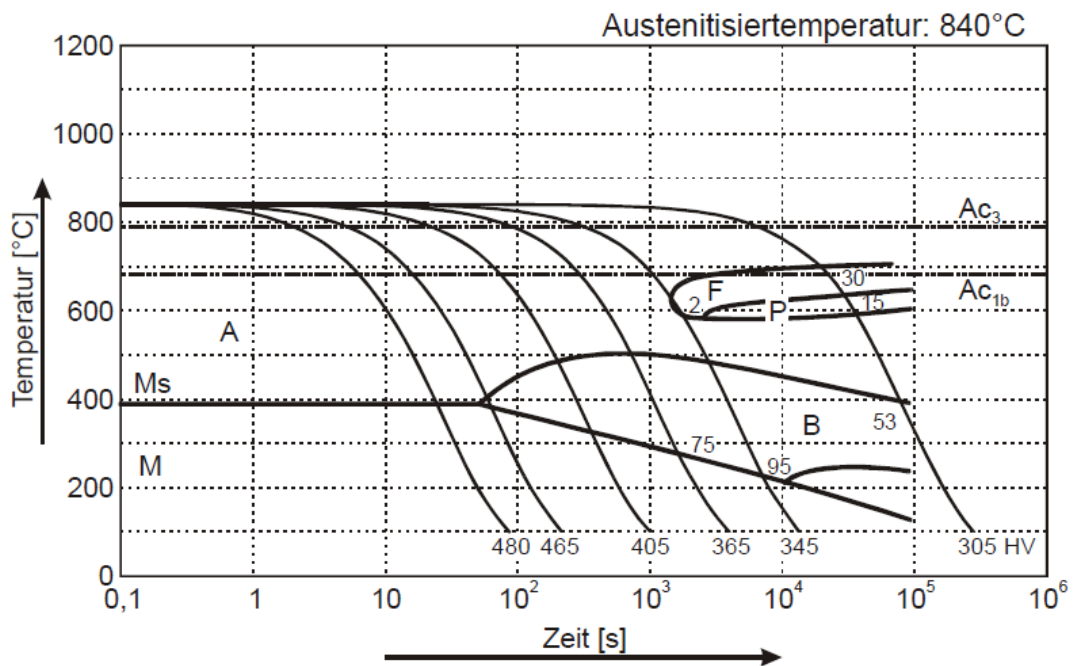


Abbildung 3-2: Kunststoffformenstahl W1 - Kontinuierliches ZTU-Schaubild (Kernbereich) [86]

3.1.2 Werkstoff W2 – Warmarbeitsstahl 1.2343 (X38CrMoV5-1)

Dieser Warmarbeitsstahl mit hoher Zähigkeit sowie hohem Warmverschleißwiderstand und guter Wärmeleitfähigkeit ist der meist verwendete Werkstoff für hochbeanspruchte Warmarbeitswerkzeuge wie Druckgießformen, Schmiedegesenke oder Strangpresswerkzeuge [87, 88]. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 3-3 angegeben.

Tabelle 3-3: Chemische Zusammensetzung des Warmarbeitsstahls W2

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,40	1,10	0,40	5,10	1,30	0,40

Da beim Schweißen von Warmarbeitsstählen das Auftreten von Rissen zu erwarten ist, werden Vorwärmtemperaturen von 350-450 °C empfohlen. Unmittelbar nach dem Schweißen ist ein Weichglühen in geschützter Atmosphäre mit anschließender Ofenabkühlung vorgesehen. Eine Wärmebehandlung eines Warmarbeitsstahls setzt sich aus Härten und zwei oder drei Anlassstufen zusammen [89]. Die Härtewerte in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur zeigen einen für Warmarbeitsstähle typischen Verlauf mit einem ausgeprägten Sekundärhärtemaximum (siehe Abbildung 3-3). Es ist anzumerken, dass die Härtewerte dieses Werkstoffes über den gesamten Anlasstemperaturbereich deutlich über 50 HRc liegen, womit die Schweißbarkeit ohne Vorwärmung durch die Entstehung spannungsinduzierter Kaltrisse deutlich eingeschränkt ist.

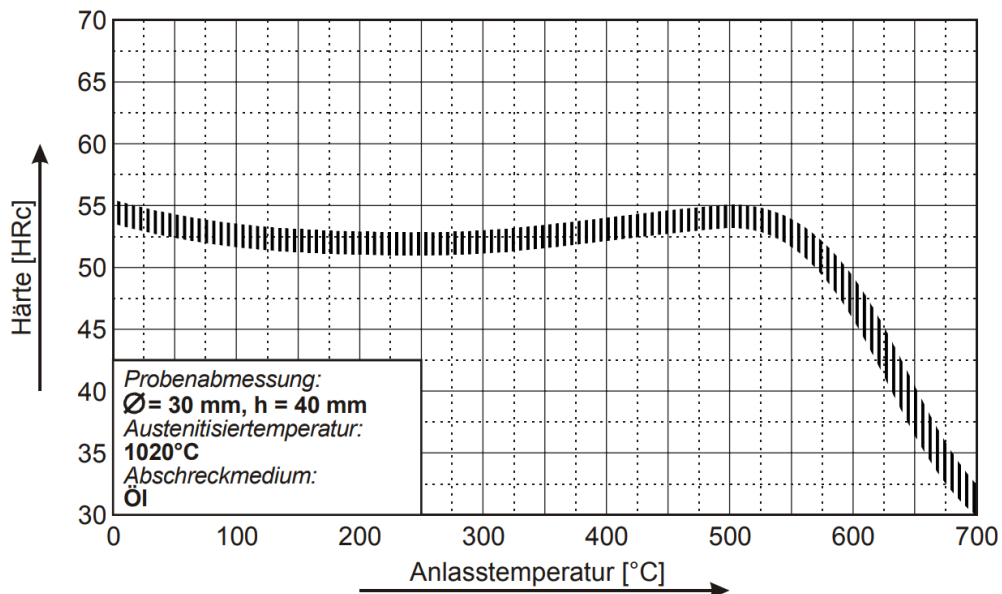


Abbildung 3-3: Anlassschaubild für den Warmarbeitsstahl W2 [88]

3.1.3 Werkstoff W3 – PM-Schneidwerkstoff MC90 Intermet

Bei der Legierung MC90 Intermet handelt es sich um eine pulvermetallurgisch hergestellte kohlenstofffreie Fe-Co-Mo Legierung, die als Schneidwerkstoff für schwierig zu bearbeitende Werkstoffe wie Titanlegierungen, Nickelbasiswerkstoffe, austenitische oder rostfreie Stahlgüten eingesetzt wird. Der erhaltene Pulverwerkstoff wurde mit Hilfe eines Siebturms mit den Maschenweiten 200 μm , 125 μm , 90 μm und 45 μm , aufbereitet.

Tabelle 3-4: Chemische Zusammensetzung des PM-Schneidwerkstoffs W3

Co	Mo	Mn	Si	Fe
25,0	15,0	0,30	0,30	Rest

Die in Abbildung 3-4 dargestellten Anlasskurven zeigen die für Schneidwerkstoffe erforderlichen hohen Härtewerte im oberen Anlasstemperaturbereich ab ca. 500 °C.

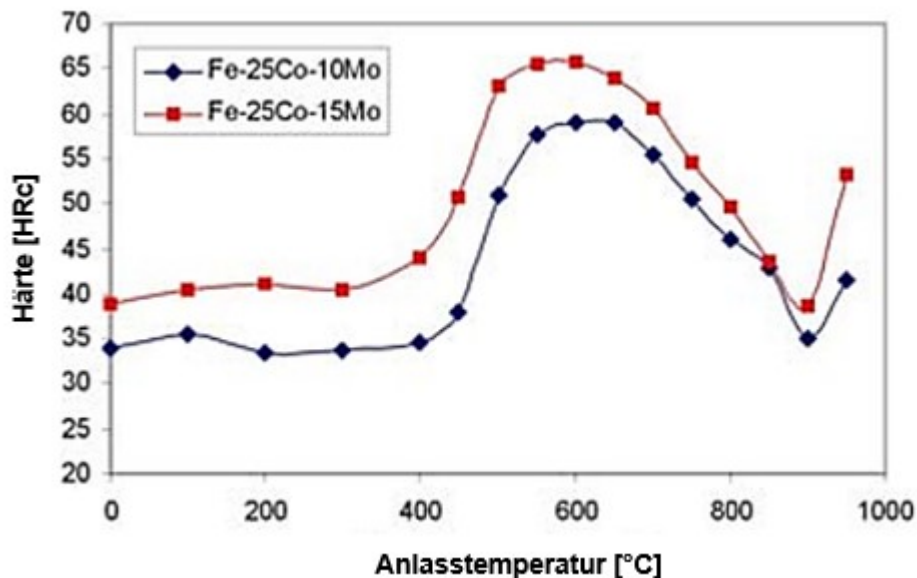


Abbildung 3-4: Anlassschaubild (in Abhängigkeit des Mo-Gehalts) für den PM-Schneidwerkstoff W3 [90]

3.1.4 Werkstoff W4 – Schnellarbeitsstahl HS10-2-5-8 (ähnlich 1.3253)

Diese pulvermetallurgisch hergestellte Schnellarbeitsstahlgüte wird aufgrund ihrer guten Warmhärte und Verschleißfestigkeit für Spiral- und Gewindebohrer, Fräser oder Räumwerkzeuge eingesetzt [91]. Durch die gute Druckbelastbarkeit werden auch Schneid- oder Umformstempel sowie Matrizen aus diesem Werkstoff gefertigt. Der erhaltene Pulverwerkstoff wurde mit Hilfe eines Siebturms mit den Maschenweiten 200 μm , 125 μm ,

90 µm und 45 µm, aufbereitet. Die in Tabelle 3-5 dargestellte chemische Zusammensetzung weist einen für Schnellarbeitsstähle charakteristischen hohen Kohlenstoffgehalt auf.

Tabelle 3-5: Chemische Zusammensetzung des Schnellarbeitsstahls W4

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Co
1,64	0,60	0,30	4,80	2,00	4,80	10,40	8,00

Die Kombination eines hohen Kohlenstoffgehalts und hohe Gehalte an zulegierten karbidbildenden Elementen (Mo, V, W) ermöglicht das in Abbildung 3-5 gezeigte hohe Härteniveau mit einem typischen Verlauf (Sekundärhärtemaximum bei steigender Anlasstemperatur).

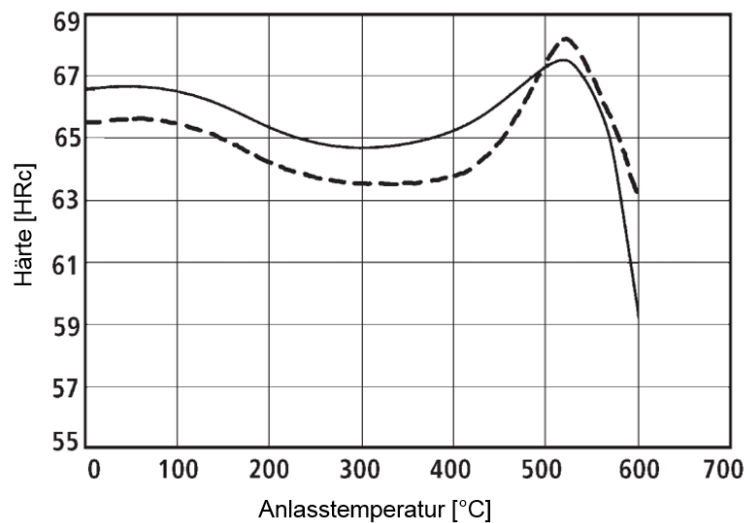


Abbildung 3-5: Anlassschaubild für den Schnellarbeitsstahl W4 [91]
(Härtetemperatur: durchgezogene Linie - 1150 °C, gestrichelte Linie - 1210 °C)

3.1.5 Werkstoff W5 – PM-Kunststoffformenstahl mit 0,54 %C

Beim Kunststoffformenstahl W5 handelt es sich um einen pulvermetallurgisch hergestellten martensitischen Chromstahl mit hohem Verschleißwiderstand, hoher Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit [92]. Aufgrund dieser Eigenschaften sowie seiner guten Polierbarkeit wird dieser Werkstoff für Kunststoffformen, Formeinsätze (auch für chemisch angreifende Pressmassen mit abrasiven Füllstoffen) und Schnecken für Spritzgießmaschinen verwendet. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 3-6 aufgelistet.

Tabelle 3-6: Chemische Zusammensetzung des PM-Kunststoffformenstahls W5

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	andere
0,54	0,45	0,40	17,30	1,10	0,10	+N

Nach einer Standardwärmebehandlung (Härten und 3-maliges Anlassen) kann je nach Anforderung (Korrosionsbeständigkeit oder Festigkeit) das in Abbildung 3-6 dargestellte Härteprofil eingestellt werden.

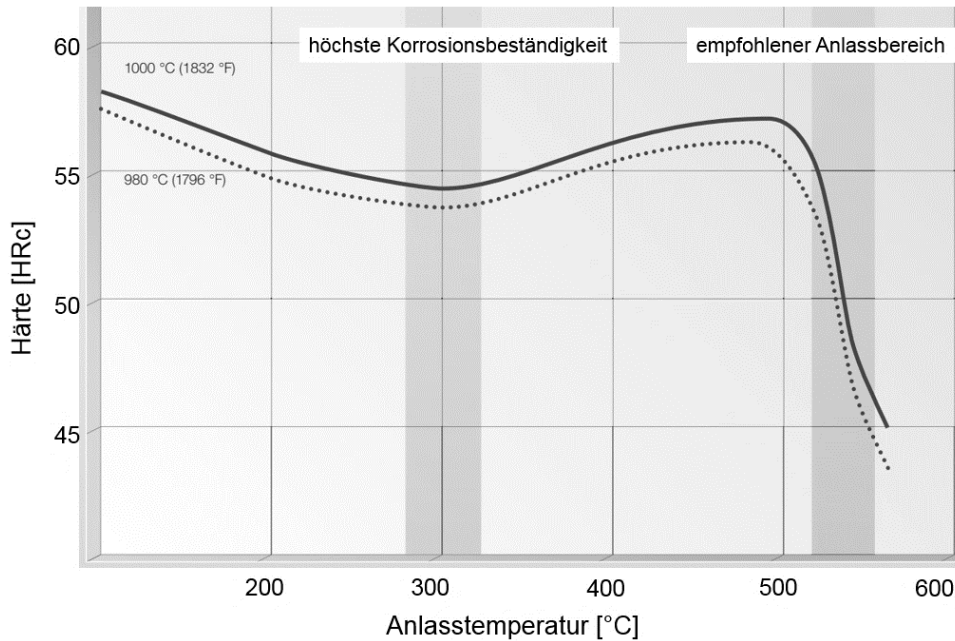


Abbildung 3-6: Anlassschaubild des PM-Kunststoffformenstahls W5 [92]
(Härtetemperatur: durchgezogene Linie - 1000 °C, gestrichelte Linie - 980 °C)

3.1.6 Werkstoff W6 – Kunststoffformenstahl mit 0,24 %C (ähnlich AISI 420)

Dieser Kunststoffformenstahl zeichnet sich durch eine sehr hohe Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit sowie ausgezeichnete Hochglanzpolierbarkeit aus. Tabelle 3-7 enthält Angaben zur chemischen Zusammensetzung laut Materialdatenblatt [93].

Tabelle 3-7: Chemische Zusammensetzung des Kunststoffformenstahls W6

C	Si	Mn	Cr	andere
0,24	0,20	0,35	13,25	+N, Mo, V, Ni

Wie zuvor bei W5 kann auch bei diesem Werkstoff das Eigenschaftsprofil durch eine Wärmebehandlung (Härten und 3-maliges Anlassen) gezielt eingestellt werden (siehe Abbildung 3-7).

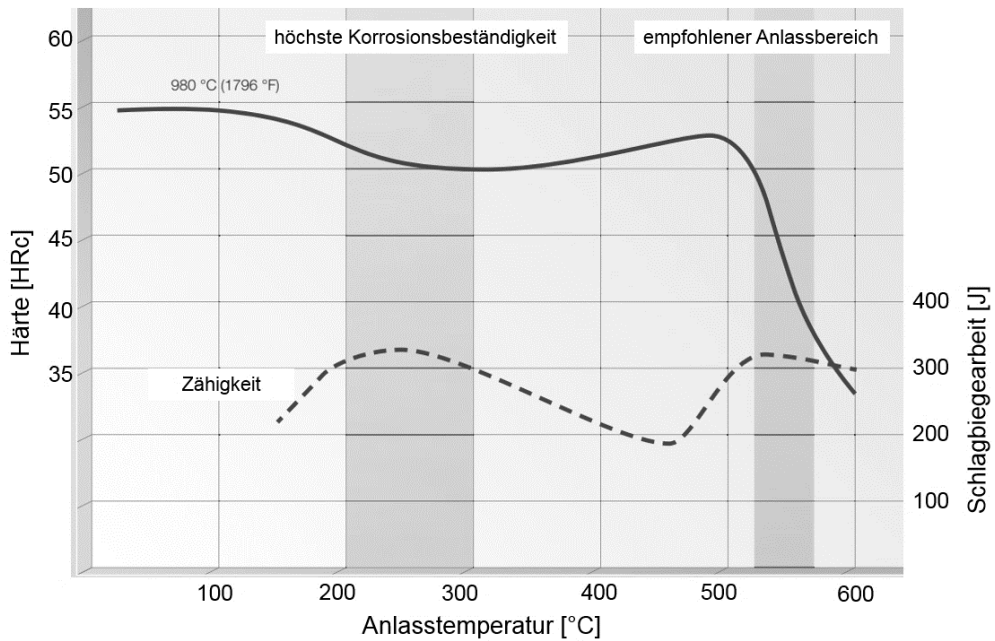


Abbildung 3-7: Anlassschaubild des Kunststoffformenstahls W6 [93]

Der Werkstoff wurde von zwei Herstellern bezogen, wobei von einem Hersteller zwei getrennte Lieferungen zur Verfügung gestanden sind.

3.1.7 Werkstoff W7 – Duplex-Stahl 1.4501 (X2CrNiMoCuWN25-7-4)

Die Super-Duplex-Stahlgüte W7 ist ein nichtrostender ferritisch-austenitischer Stahl mit höchster Korrosionsbeständigkeit und wird für meerwasserbeaufschlagte Bauteile wie Wärmetauscher, Pumpen, Wellen sowie hochbeanspruchte Teile in der Chemie-, Erdöl- und Abwasserindustrie verwendet [94, 95]. Aufgrund des niedrigen Kohlenstoffgehalts (siehe Tabelle 3-8) und einer niedrigen Härte von <290 HB (ca. 31 HRc) weist dieser Werkstoff gute Schweißbarkeit auf.

Tabelle 3-8: Chemische Zusammensetzung des Duplex-Stahls W7

C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu	Ni	W	N
0,02	0,25	0,55	25,50	3,80	0,60	7,20	0,70	0,23

3.1.8 Werkstoff W8 – Nickelbasis-Legierung 2.4668 (Inconel Alloy 718)

Diese hochwärmefeste, aushärtbare Nickelbasis-Legierung kann aufgrund ihres Eigenschaftsprofils (gute Oxidations- und Korrosionsbeständigkeit, gute Zeitstandfestigkeit) bei Hochtemperaturanwendungen bis 700 °C aber auch bei tiefen Temperaturen eingesetzt werden [96, 97]. Ihre Einsatzbereiche liegen in der Luft- und Raumfahrt (Triebwerke,

Turbinenscheiben), im Energieanlagenbau sowie in der Öl- und Gasförderung (korrosive Sauergasanwendungen). Durch die gute Schweißbarkeit dieser Legierung zählt sie zu den ersten kommerziell angebotenen Pulverwerkstoffen für den L-PBF Prozess. Die Wärmebehandlung besteht aus einem Lösungsglühen (<1000 °C oder >1000 °C) mit anschließendem Aushärten. Die Aushärtbarkeit wird durch die Legierungselemente Niob, Titan und Aluminium eingestellt. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 3-9 aufgelistet.

Tabelle 3-9: Chemische Zusammensetzung der Nickelbasis-Legierung W8

C	Cr	Mo	Ti	Ni	Al	Nb	Fe	Co
0,02	18,00	3,00	0,95	Rest	0,50	5,30	18,50	1,00

3.1.9 Werkstoff W9 – Vergütungsstahl 1.7734 (14CrMoV6-9)

Beim Vergütungsstahl W9 handelt es sich um eine Cr-Mo-V-legierte Stahllegierung mit hoher Vergütungs- sowie Warmfestigkeit und sehr guter Schweißbarkeit [98]. Diese Legierung wird vor allem in der Luft- und Raumfahrt sowie im Motorsport für Druckbehälter, Überrollkäfige, Querlenker, usw. verwendet. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 3-10 dargestellt.

Tabelle 3-10: Chemische Zusammensetzung des Vergütungsstahls W9

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,17	0,20	0,95	1,40	0,90	0,25

3.1.10 Werkstoff W10 – Martensitischer Stahl 1.4542 (X5CrNiCuNb16-4)

Dieser nichtrostende martensitisch aushärtbare Cr-Ni-Cu-Stahl war einer der ersten kommerziell erhältlichen Pulverwerkstoffe für den L-PBF Prozess und wird aufgrund seiner hohen Festigkeit und Zähigkeit im Maschinenbau und in der Medizintechnik verwendet [99, 100]. Nach einer Wärmebehandlung bestehend aus Lösungsglühen (H900 - 1040 °C für 30 min, Luftabkühlung) und einer Alterungsbehandlung (H900 - 480 °C für 1h, Luftabkühlung), werden Härten von mindestens 40 HRC (42,7 HRc) erreicht. Wie aus der chemischen Zusammensetzung (Tabelle 3-11) ersichtlich, weist dieser Werkstoff einen für L-PBF Pulverwerkstoffe typischen niedrigen Kohlenstoffgehalt auf.

Tabelle 3-11: Chemische Zusammensetzung des martensitischen Stahls W10

C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu	Ni	Nb
0,07	0,70	1,50	15-17	0,60	3-5	3-5	0,45

3.1.11 Werkstoff W11 – Weichmartensitischer Stahl 1.4317 (GX4CrNi13-4)

Bei diesem Werkstoff handelt es sich um einen martensitischen rostfreien Edstahlguss (weichmartensitischer Stahl), der wegen seiner guten Kavitations- und Korrosionsbeständigkeit in Wasserkraftwerken und bei Pumpenanwendungen eingesetzt wird [101, 102]. Durch den niedrigen Kohlenstoffgehalt (siehe Tabelle 3-12) kann eine gute Schweißseignung vorausgesetzt werden.

Tabelle 3-12: Chemische Zusammensetzung des weichmartensitischen Stahls W11 [102]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
<0,06	0,40	0,70	13,00	4,00	0,35

Das Mikrogefüge besteht aus kubischem Martensit mit feindispers verteilter Austenitphase, was zu hoher Zähigkeit bei gleichzeitig hoher Anlassfestigkeit bis Einsatztemperaturen von 300-350 °C führt. Darüber hinaus bleibt der Werkstoff bis Temperaturen um -100 °C noch zäh. Der Werkstoff W 11 wurde von zwei Herstellern bezogen. Mit dem Werkstoff von Hersteller 1 wurden die Parameterstudien erstellt und Prüfkörper gefertigt. Das Pulver von Hersteller 2 wurde aufgrund seiner Morphologie (sphärische Partikel ohne Satelliten) und einer engen Partikelgrößenverteilung (15 bis 45 µm) für die rheologische Untersuchungen als Vergleichspulver zu den Proben von W10 verwendet.

3.2 Parameterstudien

Die Parameterstudien sowie die Herstellung der Probekörperrohlinge werden an einem EOSINT M280 System der Fa. EOS GmbH durchgeführt. Abbildung 3-8 zeigt diesen Anlagentyp (ohne Umluftfiltersystem) und den Bauraum im Detail.



Abbildung 3-8: Ansicht einer EOSINT M280 und der Prozesskammer (Standort: Lehrstuhl für Umformtechnik, Montanuniversität Leoben)

Die Pulverwerkstoffe werden vor dem ersten Gebrauch und nach jedem Baujob über ein 80 µm-Einlegesieb in den Dosierschacht gesiebt. Die Substratplattform wird vor dem Einbau in die Anlage mit einem sphärischen Stahlstrahlmittel (MS300A) mikrogestrahlt, um das Auflegen des Pulvers durch eine Erhöhung der Haftneigung zu verbessern. Die Prinzipien zum Vorgehen bei Parameterstudien sind in Kapitel 2.1.2 detailliert aufgeführt. Für eine festgelegte Schichtstärke von 40 µm werden Probekörper (Benennung „Bahnen“, Abmessungen: 30 x 4 x 2mm, l x b x h) mit unterschiedlicher Laserleistung, Scangeschwindigkeit und unterschiedlichem Hatchabstand direkt auf eine Substratplattform aufgebracht. Die Schweißbahnen der letzten Schicht werden mittels Stereomikroskop (ZEISS Stereomikroskop STEMI 2000-C mit ZEISS KL 1500 LCD-Kaltlichtquelle) anhand der bereits beschriebenen Kriterien eingeteilt. Mit den am besten bewerteten Parameterkombinationen werden zylindrische Proben (Benennung: „Zylinder“, Durchmesser: 20 mm, Höhe: 20 mm) hergestellt. Nach dem Abtrennen der Proben von der Substratplattform mithilfe einer Bandsäge (MEP – SHARK 332 CCS HYDRA) werden die Zylinder an einer Trennmaschine (ATM Brillant 221) mittels Diamanttrennscheiben der Länge nach halbiert und geviertelt. Mittels Einbettpresse (Struers CitoPress-10) können jeweils zwei der Probenstücke gleichzeitig in Bakelit eingebettet werden. Dies hat den Vorteil, dass durch mehrmaliges Wiederholen der Schleif- und Polierprozedur die Schichtinformationen aus mehreren Probenbereichen erfasst werden. Nach dem Einbetten erfolgt die Schliffpräparation mit SiC-Schleifpapier der Körnung 180, 320, 500, 800 sowie 1200 und zwei Polierschritte mit 9µm- und 3µm-Diamantsuspension. Mit Hilfe eines Lichtmikroskops (Olympus GX51, Olympus BX53M) werden die Proben auf Poren untersucht. Zur Analyse des Gefüges kommen unterschiedliche Ätzmittel zum Einsatz (siehe Tabelle 3-13).

Tabelle 3-13: Übersicht über die verwendeten Ätzmittel

Werkstoff	Ätzmittel	Zusammensetzung
W1, W2, W9	Nital 4%	Ethanol, 4 % Salpetersäure
W5	V2A	100 ml Wasser, 100 ml Salzsäure, 10 ml Salpetersäure, 0,2 ml Vogels Sparbeize
W6, W10	Kalling`s No. 2	100 ml Ethanol, 100 ml Salzsäure, 5 g Kupfer (II)-chlorid (CuCl ₂)
W11	Pikrinsäure	100 ml Ethanol, 1-5 ml Salzsäure, 1-4 g Pikrinsäure

Die Schliffbilder im geätzten Zustand werden mittels Lichtmikroskop (Olympus GX51, Olympus BX53M) aufgenommen.

3.3 Mechanisch-technologische Untersuchungen

Die Zugversuche werden an einer Zwick Z250 mit makroXtens Extensiometer nach DIN EN ISO 6892-1:2009-12 durchgeführt. (Prüfgeschwindigkeit: 0,0067 1/s, Geschwindigkeit - Streckgrenze: 30 MPa/s, Vorkraft: 5 MPa)

Für die Kerbschlagbiegeversuche steht eine Zwick RKP 450 mit einem Arbeitsvermögen von 300 J zur Verfügung. Die Versuche wurden nach DIN EN ISO 148-1:2011-01 durchgeführt. Für die Temperierung der Probekörper wird eine Kompressor-Kühlbox mit einer Minimaltemperatur von -40 °C verwendet und bei der Testtemperatur für 24 h gelagert.

Die Härtemessungen werden an einem EMCO-TEST M1C 010 Härtemessgerät mit HV 10 (30) Testmethode durchgeführt. (DIN EN ISO 6507-1:2006-03)

Für die Korrosionsuntersuchungen des Super-Duplex-Werkstoffes W7 werden Korrosionstests mit künstlichem Meerwasser bei 60 °C unter Verwendung einer Kalomelelektrode (Ar-Spülung) abgehalten.

Für den Werkstoff W6 wird für die Bestimmung der Kohlenstoffverteilung im Gefüge eine Elektronenstrahlmikrosonde JEOL JXA-8230 eingesetzt.

Die Bestimmungen der chemischen Zusammensetzungen erfolgt abhängig vom zu bestimmenden Element mit folgenden Geräten: C-Gehalt - LECO CS844, N- und O-Gehalt - LECO TCH600 Nitrogen/Oxygen/Hydrogen Determinator, restliche Elemente – Perkin Elmer Optima 3300DV ICP-OES Spektrometer.

Die Wärmebehandlungen werden in einem Nabertherm Muffelofen bzw. in einem Linn High Therm KS-VAC Vakuum-Schutzgas-Ofen (70 l Muffelvolumen, Argonschutzgas) durchgeführt.

3.4 Pulvercharakterisierung

3.4.1 Gewinnung des Probenmaterials

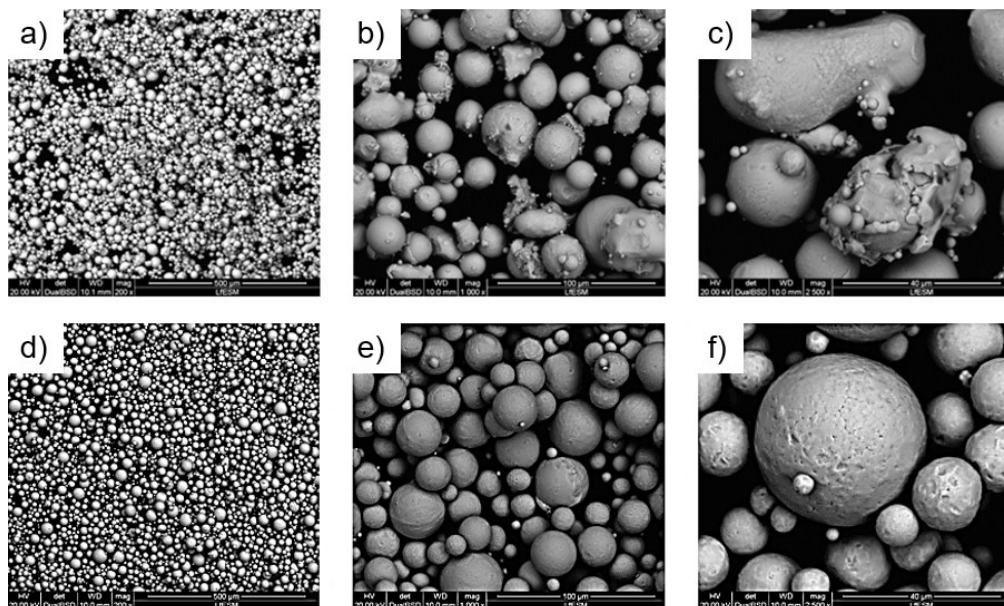
Der nichtrostende martensitische aushärtbare Cr-Ni-Cu-Stahl W 10 wird sowohl für Parameterstudien als auch für die Testbaujobs für die Durchführung der pulvrheologischen Untersuchungen verwendet. Nach den Parameterstudien wurden im Rahmen des FFG-Leitprojekt „addmanu“ in einem Baujob zwei Kunststoffspritzgussformeinsätze gefertigt (Volumen pro Formeinsetzung: 63,17 cm³). Von original verpacktem Pulver sowie vom Pulver nach der Prozessparameterstudien und der Herstellung der Formeinsetze, wurden

Pulverproben genommen (W10_0 – neues Pulver, W10_1 – Pulver nach der Parameterstudie und der Herstellung der Formeinsätze). Mit dem restlichen Metallpulver werden fünf Baujobs mit denselben Probengeometrien und derselben Probenanzahl durchgeführt. Das Pulver wird nach jedem Baujob durch ein 80 µm Sieb in den Dosierschacht zurückgesiebt. Die Probekörper der fünf Baujobs werden mit identem Dosierfaktor (Menge an zugeführtem Pulver pro Schichtauftrag) und jeweils bis zur maximal erreichbaren Bauteilhöhe aufgebaut, damit in jeder Schicht dieselbe Belichtungsfläche erschmolzen werden muss.

Nach dem Abtrennen von der Substratplatte und einer Standardwärmebehandlung (H900 – Lösungsglügen bei 1000 °C mit anschließender Luftabkühlung, Auslagern bei 480 °C für 4h mit Abkühlung an Luft) werden die mechanisch-technologischen Eigenschaften (Zugversuch, Kerbschlagbiegeversuch) der Proben untersucht.

Das Pulver wird im Neuzustand und nach jeder Probennahme nach ausgewählten Verfahren der VDI-Richtlinie 3405 sowie pulvrheologisch analysiert. Aus dem restlichen Pulver werden drei Fraktionen mit den Partikelgrößenbereiche <25 µm (Fraktion A), 25-32 µm (Fraktion B) und >32 µm (Fraktion C) ausgesiebt. Die Pulvereigenschaften der erhaltenen Fraktionen sowie neun daraus zusammengestellter Mischungen (W10 Mischung 1 bis 9) werden anschließend untersucht.

Neben dem Werkstoff W 10 stehen 10 kg des weichmartensitischen Stahls W11 (Vergleichspulver 1.4317, Hersteller 2) für die rheologischen Untersuchungen zur Verfügung. Dieses Pulver wurde gewählt, da die Partikelgrößenverteilung im Bereich zwischen 15 bis 45 µm liegt, die Pulverpartikel größtenteils sphärisch sind und keine Satelliten aufweisen (siehe Abbildung 3-9, d-f).



**Abbildung 3-9: REM-Aufnahmen der verwendeten Metallpulver:
W10 – a bis c und W11 (Hersteller 2) – d bis f**

3.4.2 Charakterisierung nach VDI Richtlinie 3405

Von den vorgeschlagenen Untersuchungsmethoden wurden Folgende für diese Arbeit angewendet.

- Ermittlung der chemischen Zusammensetzung (siehe Kapitel 3.3)
- Partikelgrößenverteilung: Sympatec HELOS KR Vario mit Trockendispergiereinheit Rodos (Linse R1/R2 – $x_{\min}=0,10 \mu\text{m}$, $x_{\max}=87,5 \mu\text{m}$)
- Aufnahme der Partikelform (Morphologie): Rasterelektronenmikroskop REM
- Bestimmung der Fließfähigkeit mittels Hall Flowmeter
- Bestimmung der Schüttdichte unter Anwendung eines Hall Flowmeters

3.4.3 Pulverrheologie

Für die Bestimmung der rheologischen Eigenschaften wird das Rheometer MCR 302 der Fa. Anton Paar GmbH verwendet. Bei diesem Rheometer wird die Pulverprobe in eine staubdicht verschließbare Pulverzelle mit porösem Bodeneinsatz eingewogen. Je nach Versuchsanordnung kann die Pulverzelle verschlossen oder offen betrieben werden. Für die Valverde-Methode sollen ca. 40 ml (Masse 176,90 g), für die restlichen Methoden ca. 80 ml (Masse 322,70 g) Pulver verwendet. Dies stellt sicher, dass die Messungen durch den mit größer werdenden Schütthöhen steigenden Wandreibungseffekt nicht beeinflusst werden. Wenn dies nicht ohnehin im Messprogramm enthalten ist, wird die Pulverprobe vor jeder Messung für 30 Sekunden vollständig fluidisiert (Volumenstromrate: 2 l/min), damit das sog. „Pulvergedächtnis“ gelöscht wird. Nach der Reduzierung des Volumenstroms entweicht die sich im Pulverbett befindliche Luft und die Pulverprobe fällt in sich zusammen. Durch diese Prozedur werden vergleichbare Anfangsbedingungen für jede Messung gewährleistet.

Für die rheologischen Untersuchungen der Metallpulver werden folgende Methoden herangezogen.

Lufthaltevermögen - Deaeration

Das Lufthaltevermögen kann im Rahmen der Pressure Drop und der Valverde Methode bestimmt werden. Für beide Versuchsanordnungen muss vor dem Versuchsstart das Pulvergedächtnis durch eine vollständige Fluidisierung gelöscht werden. Hierfür wird eine Pulverzelle und ein Verschlussstopfen („Dummy“) verwendet. Im ersten Schritt wird das Pulverbett mit einer ausreichenden Volumenstromrate vollständig fluidisiert. Nachdem der Volumenstrom gestoppt wird, wird der Druckabfall innerhalb der Messzelle ausgewertet. Die benötigte Zeitdauer, bis ein konstantes Messsignal aufgezeichnet wird, beschreibt das Lufthaltevermögen. Pulver mit einem erhöhten Feinanteil benötigen eine längere Zeitdauer, um sich vollständig abzusetzen und die Druckdifferenz einen konstanten Wert annimmt.

Kompressibilität (Verdichtbarkeit) – Compressibility (Schüttdichte, Carr Index)

Bei der Ermittlung der Kompressibilität erfolgt die Aufzeichnung einer relativen Volumenänderung bei einer definierten Normalkraft. Die Pulverprobe wird zuerst vollständig fluidisiert und anschließend mit Hilfe eines Stempels (Durchmesser 48 mm) mit 0 bis 9 kPa Normalkraft komprimiert. Sobald der Stempel beim Absenken das Pulverbett berührt, wird diese Position zur Berechnung der (unverdichteten) Schüttdichte ρ_B verwendet. Anschließend wird der Stempel weiter abgesenkt bis die eingestellte Normalkraft erreicht ist.

Kohäsionsstärke – Cohesion Strength

Die ermittelte Kohäsionsstärke S kann als Maß für die Fließfähigkeit eines Pulvers angesehen werden. Ihre Größe wird neben der Werkstoffdichte und der Partikelgrößenverteilung durch die Stärke der Haftkräfte zwischen den Partikeln bestimmt. Neben einer Pulverzelle wird zusätzlich ein 2-Flügel-Rührer verwendet. Dieser Rührer wird in einer zuvor vollständig fluidisierten Probe gedreht und das Drehmoment (ohne Fluidisierung) aufgezeichnet. Die Messung endet nach 100 Sekunden, wobei fließfähige Pulver zu einem konstanten Drehmoment M_{\max} führen (entspricht konstanter Kohäsionsstärke). Die letzten 30 Wertepaare werden zur Auswertung herangezogen.

Pressure Drop Methode

Bei der Pressure Drop Methode wird die Probe zuerst vollständig fluidisiert, anschließend die Volumenstromrate konstant bis auf null gemindert und anschließend konstant bis auf 2 l/min wieder erhöht. Für die Auswertung wird allerdings nur der letzte Schritt herangezogen. Beim Anstieg der Volumenstromrate steigt auch der Druck innerhalb der Messzelle, da die Partikel einen steigenden Gegendruck zur einsetzenden Fluidisierung erzeugen. Ab einer bestimmten Volumenstromrate beginnt das Pulver zu fluidisieren und ein sog. „Overshoot“ kann beobachtet werden. Trotz weiterer Erhöhung der Volumenstromrate kommt es zu einem Abfall des gemessenen Druckes, der gegen Ende der Messung (entspricht vollständiger Fluidisierung) auf einen konstanten Wert ansteigt. Da der vorherrschende Umgebungsluftdruck Einfluss auf die Lage der Kurven ausübt, wird für die Auswertung der Versuch mit einer leeren Pulverzelle durchgeführt, um eine Basislinie zur Korrektur zu erhalten.

Valverde Methode – „Zugfestigkeit“ eines Pulvers

Der Versuchsablauf der Valverde Methode entspricht dem der Pressure Drop Methode, allerdings mit dem Unterschied, dass vor dem Beginn der Erhöhung der Volumenstromrate das Pulverbett mit Hilfe eines Stempels mit Normalpresskräften von 3, 6 und 9 kPa (entspricht 5,43 N, 10,86 N und 16,29 N) verdichtet wird. Die Versuchsauswertung gibt Aufschluss über

die „Zugfestigkeit“ T eines Pulvers. Die Zugfestigkeit ist definiert als die Differenz von Maximaldruck („Overshoot“) zum sich konstant einpendelnden Druck bei vollständiger Fluidisierung.

In Abbildung 3-10 ist der Verlauf der Volumenstromrate bei den beschriebenen rheologischen Versuchsmethoden dargestellt.

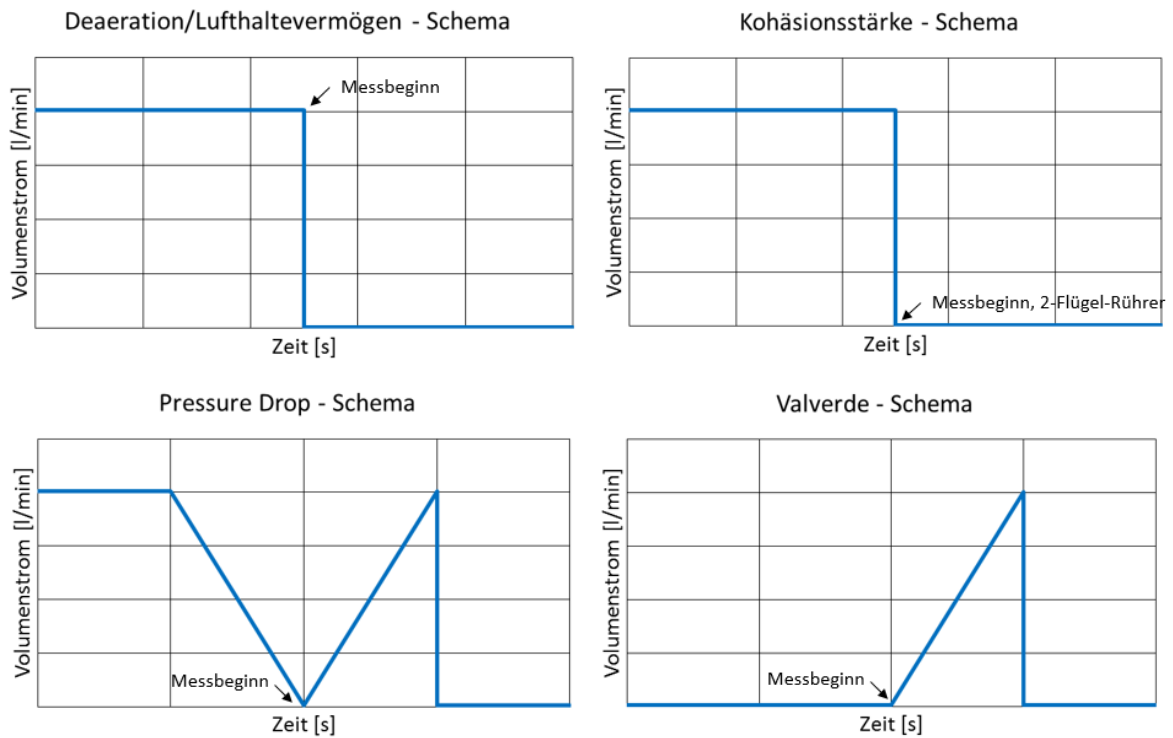


Abbildung 3-10: Verlauf der Volumenstromrate bei den rheologischen Versuchsmethoden

4. Versuchsdurchführung

4.1 Parameterstudien der untersuchten Stahlwerkstoffe

Werkstoff W1 – Kunststoffformenstahl 1.2764 (X19NiCrMo4)

Der Werkstoff W1 war der erste Werkstoff, der im Rahmen dieser Arbeit untersucht wurde. Um Informationen über einen möglichst breiten, aber auch fein abgestuften Prozessparameterbereich zu erhalten wurden zwei Baujobs mit den in Anhang 1 angeführten Parameterkombinationen mit der Probengeometrie „Bahnen“ durchgeführt. Für Parameterstudie 1 wurden die Kombinationen 1 bis 28 (Anhang 1, Tabelle A1-1) und für Parameterstudie 2 29 bis 42 (Anhang 1, Tabelle A1-2) bei einer Schichtstärke von 40 μm und einem Hatchabstand von 0,11 mm verwendet. Nach der Analyse der Schweißbahnen wurden mit den Parametern 43 bis 70 (Parameterstudie 3, Anhang 1, Tabelle A1-3) zylindrische Proben zur metallographischen Untersuchung erzeugt. Nach Auswertung der zylindrischen Proben wurde für die Erzeugung der Probekörperrohlinge für die mechanisch-technologischen Untersuchungen der Testserie 1 (siehe Abbildung 4-1) der Prozessparameterdatensatz 46 ($P=250\text{ W}$, $v=775\text{ mm/s}$, $t_L=40\text{ }\mu\text{m}$, $d_H=0,11\text{ mm}$, $E_{\text{Vol}}=73,3\text{ J/mm}^3$, Anhang 1, Tabelle A1-3) ausgewählt. Das Probenmaterial wurde in liegender und stehender Position hergestellt, um etwaige Einflüsse aus dem schichtweisen Aufbau zu untersuchen.

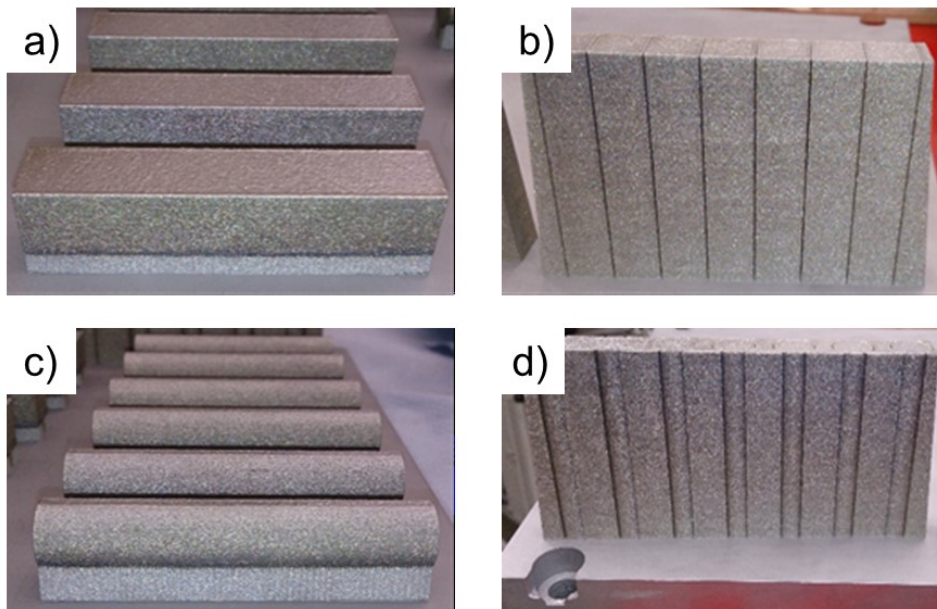
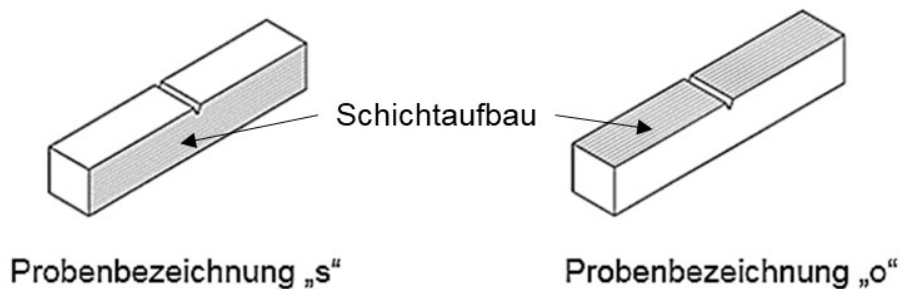


Abbildung 4-1: W1 - Additiv gefertigte Probenrohlinge der Testserie 1

a) und b) Kerbschlagbiegeproben liegend und stehend gefertigt

c) und d) Zugproben liegend und stehend gefertigt

Bei den liegend positionierten Proben der Kerbschlagbiegeprüfung wurden die Kerben jeweils parallel und normal zur Schichtaufbaurichtung eingebracht.



**Abbildung 4-2: Position der Kerben für liegende Proben der Kerbschlagbiegeprüfung
„s“ Kerbe parallel zur Aufbaurichtung, „o“ Kerbe normal zur Aufbaurichtung**

Nach dem Abtrennen von der Substratplattform wurde das additiv gefertigte Probenmaterial (Bezeichnung „aF“) gemeinsam mit konventionell gefertigtem Material („kF“) wärmebehandelt. Die Wärmebehandlung wurde am Materials Center Leoben (MCL) durchgeführt. Die Standardwärmebehandlung für die Proben der Testserie 1 besteht aus Härten (Austenitisierung bei 800 °C für 40 min mit anschließender Luftabkühlung) und einer Anlassprozedur (200 °C für 2 h). Nach der Wärmebehandlung erfolgte die Endbearbeitung der Probekörper. Aufgrund der im Ergebnissteil beschriebenen Härteunterschiede der additiv gefertigten Proben gegenüber dem konventionell hergestellten Material wurden die Wärmebehandlungen von Testserie 2 und 3 jeweils abgeändert. Da das Pulvermaterial bei der Testserie 1 mehrfach verwendet und mit einem 80 µm-Sieb aufbereitet wurde, wurde Parameterstudie 3 von Testserie 1 für die Testserie 2 wiederholt (= Parameterstudie 4). Parameterstudie 4 führte zum Parameterdatensatz 58 ($P=270$ W, $v=780$ mm/s, $t_L=40$ µm, $d_H=0,11$ mm, $E_{Vol}=78,7$ J/mm³, Anhang 1, Tabelle A1-3), der für die weitere Fertigung des Probematerials der Testserien 2 und 3 verwendet wurde. Die abgeänderten Wärmebehandlungsprozeduren sind im Ergebnissteil angeführt.

Werkstoff W2 – Warmarbeitsstahl 1.2343 (X38CrMoV5-1)

Die erste Parameterstudie für den Werkstoff W2 wurde mit den Kombinationen 1 bis 28 (Anhang 1, Tabelle A1-1) für eine Schichtstärke von 40 µm und einem Hatchabstand von 0,11 mm und bei einer Substratplattformtemperatur von 40 °C durchgeführt. Nach der Beurteilung der Probekörper „Bahnen“ wurden mit den Prozessparametern aus Anhang 2 (Tabelle A2-1) zylindrische Proben (Testserie 1) hergestellt.

Das für diese Arbeit verwendete L-PBF System verfügt über eine Substratplattformheizung bis zu einer Temperatur von 200 °C. Obwohl diese Temperatur nicht ausreicht, um die

aufgebauten Proben während des Bauprozesses über die Martensitstarttemperatur von ca. 410 °C zu erhitzen, wurde mit denselben Prozessparametern von Testserie 1 (Anhang 2, Tabelle 2-1) eine zweite Testserie mit der maximalen Substratplattformtemperatur durchgeführt.

Werkstoff W3 – PM-Schneidwerkstoff MC90 Intermet

Für die erste Parameterstudie für diesen Werkstoff wurden die Parameterkombinationen 1 bis 28 aus Anhang 1 (Tabelle A1-1) für die Probengeometrie „Bahnen“ angewendet. Bei einer Schichtstärke von 40 µm und einem Hatchabstand von 0,11 mm wurde standardmäßig mit einer Substratplattformtemperatur von 40 °C gearbeitet. Nach der Untersuchung der Schweißbahnen der Deckschicht mittels Stereomikroskop wurde mit den am besten bewerteten Parameterkombinationen in Testserie 1 zylindrische Probekörper (Parameterstudie 2, Anhang 3, Tabelle 3-1) hergestellt. Für die Erstellung der Testserie 2 wurden dieselben Parameterkombinationen aber mit erhöhter Substratplattformtemperatur von 200 °C an zylindrischen Probekörper angewendet.

Werkstoff W4 – Schnellarbeitsstahl HS10-2-5-8 (ähnlich 1.3253)

Aufgrund der Erkenntnisse aus den vorangegangenen Studien zum Verhalten von Werkstoffen mit hoher Härte wurde bei den Parameterstudien für die Erzeugung der Probekörper „Bahnen“ mit einer erhöhten Substratplattformtemperatur von 200 °C gearbeitet. Für die erste Parameterstudie für diesen Werkstoff wurden die Parameterkombinationen 1 bis 28 aus Anhang 1 (Tabelle A1-1) für die Probengeometrie „Bahnen“ angewendet (Schichtstärke: 40 µm, Hatchabstand: 0,11 mm). Die besten Parameterkombinationen wurden identifiziert und in Parameterstudie 2 (Anhang 4, Tabelle A4-1) zur Erzeugung von zylindrischen Proben verwendet.

Werkstoff W5 – PM-Kunststoffformenstahl mit 0,54 %C

Für den Werkstoff W5 wurden in einer ersten Parameterstudie die Parameterkombinationen 1 bis 44 aus (Anhang 5, Tabelle A5-1) mit einer Schichtstärke von 40 µm und einem Hatchabstand von 0,11 mm für die Erzeugung der Probekörper „Bahnen“ angewendet. Durch eine zweite Parameterstudie (Anhang 5, Tabelle A5-2) mit einer feineren Abstufung im Bereich gut bewerteter Prozessparameterkombinationen der Parameterstudie 1, konnten geeignete Parameter zur Fertigung zylindrischer Proben ausgewählt werden (Parameterstudie 3, Anhang 5, Tabelle A5-3).

Werkstoff W6 – Kunststoffformenstahl mit 0,24 %C (ähnlich AISI 420)

Der Werkstoff W6 wurde von zwei verschiedenen Herstellern bezogen und mehrfach anhand von Parameterstudien untersucht. In weiterer Folge werden die drei Pulverlieferungen als Testmaterial 1 bis 3 bezeichnet. Die Testpulver 2 und 3 wurden vom selben Hersteller bezogen.

Testmaterial 1 (Hersteller 1):

In der ersten Parameterstudie wurden die Parameterkombinationen 1 bis 44 aus Anhang 5 (Tabelle A5-1) an den Probekörpern „Bahnen“ getestet. Für Parameterstudie 2, ebenfalls mit den Probekörpern „Bahnen“, wurden die Parameterkombinationen 45 bis 88 (Anhang 6, Tabelle A6-1) verwendet. Für die Fertigung der zylindrischen Proben der Parameterstudien 3 (Anhang 6, Tabelle A6-1) und Parameterstudie 4 (Anhang 6, Tabelle A6-2) wurden die Parameterkombinationen 45 bis 88 bzw. 89 bis 111 verwendet. Während bei den ersten vier Parameterstudien eine Schichtstärke von $t_L = 40 \mu\text{m}$ und ein Hatchabstand von $d_H = 0,11 \text{ mm}$ Verwendung fand, wurde in Parameterstudie 5 (Parameterkombinationen 112 bis 142, Anhang 6, Tabelle A6-3) und Parameterstudie 6 (Parameterkombinationen 143 bis 156, Anhang 6, Tabelle A6-4) mit unterschiedlichen Hatchabständen gearbeitet. In Parameterstudie 6 wurde zusätzlich eine Studie zu Up- und DownSkin-Parameterdatensätzen sowie der Konturbelichtung (PostContours) erstellt. In der abschließenden Parameterstudie 7 (Anhang 6, Tabelle A6-5) wurde mit den Parameterkombinationen 168 bis 187 eine Hatchstudie mit den am besten bewerteten Parameterkombinationen durchgeführt. Nach den Parameterstudien zur Optimierung der Prozessparameter konnten porenfreie Probekörper hergestellt werden. Für das Testmaterial 1 wurden die Gehalte von Kohlenstoff, Stickstoff und Sauerstoff von Pulverwerkstoff und den Probekörpern ermittelt, wobei die Probekörper mit unterschiedlich hohem Energieeintrag und mit unterschiedlichem Schutzgas erzeugt wurden. Zum Vergleich der Härteentwicklung wurde für das konventionell hergestellte und das gedruckte Probenmaterial eine Härte/Anlassstudie (Härten: $1000 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 min Haltezeit, Wasserabschreckung, zweimaliges Anlassen bei der gleichen Temperatur für jeweils 2 h) erstellt. Zur Analyse der Verteilung des Kohlenstoffs in den gedruckten Proben wurden Mikrosondenuntersuchungen abgehalten.

In einer Studie, bei der in einem Baujob Zylinder (Bauhöhe 50 mm) mit den Durchmessern 5 mm, 7,5 mm, 10 mm, 12,5 mm, 15 mm und 20 mm gedruckt wurden, kann der Einfluss unterschiedlicher Baubedingungen bei aufhärtenden Werkstoffen gezeigt werden. Die Zylinder wurden mit dem Parameterdatensatz 171 verbaut.

Neben der Parameterstudie für die Hatchbelichtung des Werkstoffes wurden Studien zur Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher UpSkin- und DownSkin-Parameter auf die

Rauwerte von UpSkin- und DownSkin-Bereiche analysiert. Die fünf getesteten Parametersets für Probekörper mit einem Neigungswinkel von 35 ° bis 75 ° sind in Anhang 6 tabelliert (Parameter 149 bis 153).

Zur Bewertung der notwendigen DownSkin-Schichtanzahl (um eine Lochbildung beim Aufbau auf Supportstrukturen zu verhindern) wurde eine Studie angefertigt, bei der für unterschiedliche Energieeinträge die notwendige aufzubauende Materialhöhe bestimmt wurde. Hierfür wurden in Parameterstudie 8 (Parameter siehe Anhang 6, Tabelle A6-6) Probekörper mit einer Abmessung von 15 mmx15 mm bei unterschiedlich hohen DownSkin-Schichtanzahlen direkt auf waagrecht ausgerichtete Supportstrukturen aufgedruckt.

Aufgrund der nicht korrekten chemischen Zusammensetzung von Testmaterial 1 wurde mit Testmaterial 2 eine neue Parameterstudie durchgeführt. Die Testmaterialien 2 und 3 wurden von Hersteller 2 aus demselben Einsatzmaterial allerdings in einem größeren zeitlichen Abstand erzeugt. Mit der vorhandenen Pulvermenge von Testmaterial 2 konnten neben der Prozessparameterstudie keine Probekörper zur Ermittlung der mech.-techn. Eigenschaften hergestellt werden. Die Erkenntnisse der Parameterstudien für Testmaterial 2 wurden bei Testmaterial 3 angewendet.

Testmaterial 2 (Hersteller 2):

In zwei Parameterstudien mit der Probengeometrie „Bahnen“ wurden die Parameterkombinationen 1 bis 72 und 73 bis 96 getestet (siehe Anhang 7, Tabellen A7-1 und A7-2). In Parameterstudie 3 (Auswahl der am besten bewerteten Parameterkombinationen aus Parameterstudie 1) wurden für die Probekörpergeometrie Zylinder die Parameterkombinationen aus Tabelle A7-3 und in Parameterstudie 4 die Parameter 73 bis 94 aus Tabelle A7-2 verwendet.

Testmaterial 3 (Hersteller 2):

Ausgehend von den Ergebnissen für Testmaterial 2 wurde für die erste Parameterstudie von Testmaterial 3 die Probengeometrie „Bahnen“ mit den Parameterkombinationen 1 bis 40 aus Anhang 8 (Tabelle A8-1) für eine Schichtstärke von 40 µm und einen Hatchabstand von 0,11 mm verwendet. Nach der Auswahl der am besten bewerteten Parameterkombinationen der Parameterstudie 1, wurden Zylinder mit den in Anhang 8 Tabelle A8-2 für die Parameterstudie 2 gefertigt. Durch eine weitere Eingrenzung der Prozessparameter konnten nach Parameterstudie 3 (siehe Anhang 8, Tabelle A8-3) mit dem Parameterdatensatz 47 porenfreie Probekörper erzeugt werden. Dieser Parameterdatensatz wurde für die Fertigung der Probekörperbaujobs angewendet.

Werkstoff W7 – Duplex-Stahl 1.4501 (X2CrNiMoCuWN25-7-4)

In einer ersten Parameterstudie wurden die in Anhang 9 (Tabelle A9-1) aufgelisteten Parameterkombinationen mit einer Schichtstärke von 40 µm und einem Hatchabstand von 0,11 mm an der Probengeometrie „Bahnen“ getestet. Zwei weitere Parameterstudien für die Probengeometrie Zylinder (Anhang 9, Tabellen A9-2 und A9-3) führten zu porenfreien Probekörpern. Das Probenmaterial für die Fertigung der Zug- bzw. Kerbschlagbiegeproben wurde mit der Parameterkombination 50 ($P=250$ W, $v=825$ mm/s, $t_L=40$ µm, $d_H=0,11$ mm, $E_{vol}=68,87$ J/mm³) gefertigt. Das Probematerial wurde bei 1100 °C lösungsgeglüht.

Da dieser Werkstoff für höchste korrosive Beanspruchung entwickelt wurde, wurde die Korrosionsbeständigkeit getestet.

Werkstoff W8 – Nickelbasis-Legierung 2.4668 (Inconel Alloy 718)

Für den Werkstoff Inconel 718 werden Standardprozessparameter angeboten. Ausgehend von diesem Parameterdatensatz wurden sechs Zylinderproben mit abgeänderten Belichtungsparametern (Anhang 10, Tabelle A10-1) gefertigt. Es wurde mit Prozessparameterdatensatz 1 zwei Serien mit unterschiedlichen Wärmebehandlungen, bestehend aus Lösungsglühen + Auslagern, erstellt. Serie 1 wurde nach dem Lösungsglühen bei einer Temperatur <1000 °C und Serie 2 bei einer Temperatur >1000 °C ausgelagert.

Werkstoff W9 – Vergütungsstahl 1.7734 (14CrMoV6-9)

In einer ersten Parameterstudie wurden die in Anhang 9 Tabelle 9-1 aufgelisteten Parameterkombinationen mit einer Schichtstärke von 40 µm und einem Hatchabstand von 0,11 mm an der Probengeometrie „Bahnen“ getestet. Mit den in Anhang 11 Tabelle A11-1 angeführten Parameterkombinationen wurden zylindrische Proben hergestellt.

Werkstoff W10 – Martensitischer Stahl 1.4542 (X5CrNiCuNb16-4)

Für den Werkstoff W10 wurden in einer ersten Parameterstudie für eine Schichtstärke von 40 µm und einem Hatchabstand von 0,11 mm die Parameterkombinationen 1 bis 40 an den Probekörpern „Bahnen“ getestet (Anhang 12, Tabelle A12-1). Mit den in Anhang 12 Tabelle A12-2 und Tabelle A12-3 angeführten Prozessparametern, wurden zwei weitere Parameterstudien mit zylindrischen Proben durchgeführt. Bei Parameterstudie 4 wurde der Hatchabstand auf 0,10 mm gesenkt (Anhang 12, Tabelle A12-4). Für die Herstellung des Prüfkörpermaterials wurde der Parameterdatensatz 67 ($P=285$ W, $v=975$ mm/s,

$E_{Vol}=73,08 \text{ J/mm}^3$) verwendet. Darüber hinaus kommt das Pulver von W10 für die Untersuchungen der Veränderungen der Pulvercharakteristik durch eine Wiederverwendung im L-PBF Prozess zum Einsatz.

Werkstoff W11 – Weichmartensitischer Stahl 1.4317 (GX4CrNi13-4, Hersteller 1)

Für den Werkstoff W11 wurden Parameterstudien für zwei unterschiedliche Schichtstärken von $40 \mu\text{m}$ und $30 \mu\text{m}$ erstellt. Für beide Schichtstärken wurden die Parameterkombinationen 1 bis 50 aus Anhang 13 Tabelle A13-1 für die Parameterstudie 1 ($40 \mu\text{m}$) und Parameterstudie 4 ($30 \mu\text{m}$) verwendet. Zur metallographischen Untersuchung wurden in Parameterstudie 2 (Anhang 13, Tabelle A13-2) und Parameterstudie 3 (Anhang 13, Tabelle A13-3) zylindrische Probekörper mit $40 \mu\text{m}$ Schichtstärke gefertigt. Für Parameterstudie 5 wurden zylindrische Proben mit den Parameterkombinationen aus Anhang 13 (Tabelle A13-4) für eine Schichtstärke von $30 \mu\text{m}$ erzeugt. Für die Fertigung des Probenmaterials für die Untersuchung der mechanisch-technologischen Kennwerte wurde der Parameterdatensatz 66 aus Parameterstudie 5 für eine Schichtstärke von $30 \mu\text{m}$ und einen Hatchabstand von $0,11 \text{ mm}$ angewendet. Die Prüfkörper wurden einer ausführlichen Wärmebehandlungsstudie unterzogen.

4.2 Pulvercharakterisierung für W10 und Vergleichspulver W11

Für die Untersuchungen der Veränderungen der Pulvereigenschaften durch wiederholte Verwendung eines AM-Pulvers wurden mit dem Werkstoff W10 fünf Baujobs durchgeführt. Abbildung 4-3 zeigt die Probenanordnung (Probengeometrie: $10 \times 10 \text{ mm}$ im Querschnitt, maximale Bauhöhe je nach Pulvervorrat) der Baujobs. Für den Bauprozess wurde der Parameterdatensatz 67 (siehe Tabelle A12-4, $P=285 \text{ W}$, $v=975 \text{ mm/s}$, $t_L=40 \mu\text{m}$, $d_H=0,10 \text{ mm}$, $E_{Vol}=73,08 \text{ J/mm}^3$,) verwendet.

Nach jedem Baujob wurde das Metallpulver der Bauplattform und des Überlaufreservoirs durch ein Einlegesieb mit der Maschenweite von $80 \mu\text{m}$ aufbereitet und in den Dosierschacht rückgeführt.

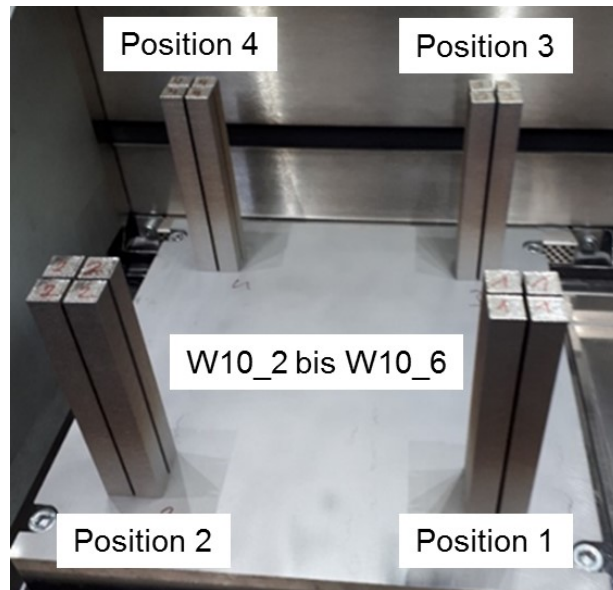


Abbildung 4-3: W10 – Substratplatte mit den Probengeometrien der Baujobs W10_2 bis W10_6 mit Positionsbezeichnung

Die erreichten Bauhöhen und die sich daraus ergebende Bauvolumen sind in Tabelle 4-1 aufgelistet.

Tabelle 4-1: W10 – Bauhöhe und Bauvolumen

Baujobnummer	W10_2	W10_3	W10_4	W10_5	W10_6
Bauhöhe [mm]	119,36	116,88	107,36	99,00	92,00
Bauvolumen [cm ³]	190,98	187,01	171,78	158,40	147,20

Die Pulverprobennahmen (Probenmenge: 1000 g) für die anschließenden Pulvercharakterisierungsanalysen erfolgten nach intensiver Durchmischung (Umwälzen des Pulvers im Dosierschacht mit Hilfe einer Pulverspachtel für 180 s) aus dem neu befüllten Pulvervorrat. Die Proben des Vergleichspulvers W11 (Hersteller 2) wurden nach einem intensiven Mischvorgang aus einem 10 kg Behälter entnommen.

Die Restmenge (ca. 70 kg) des Pulvers von W10 wurde mit zwei Retsch Analysesieben mit den Maschenweiten 32 µm und 25 µm in drei Fraktionen (Fraktion A <25 µm, Fraktion B 25-32 µm und Fraktion C >32 µm) aufgetrennt und zur Erzeugung von neun Pulvermischungen (W10 Mischung 1 bis 9) verwendet.

Für sämtliche Pulverproben wurde die Partikelgrößenverteilung mittels Laserbeugung (Helos-Laserbeugungsserie von Sympatec) ermittelt. Für die Beurteilung des Fließverhaltens mittels Hall Flow Test (DIN EN ISO 4490:2018-8) und zur Ermittlung der Fülldichte (DIN EN ISO 3923-1:2018-10) wurde ein Hall Flow Trichter angewendet. Die rheologischen Untersuchungen wurden an einem Rheometer MCR 302 der Fa. Anton Paar GmbH durchgeführt (siehe Kapitel 2.3 – Rheologische Untersuchungen).

5. Ergebnisse und Diskussion

5.1 Verwendbarkeit von Stahlwerkstoffen im L-PBF Prozess

5.1.1 Werkstoff W1 – Kunststoffformenstahl 1.2764 (X19NiCrMo4)

Testserie 1

Härtemessung – Testserie 1:

Für die Härtemessungen standen zwei Proben aus konventionell gefertigtem Material und vier additiv gefertigte Härtewürfel (Abmessungen: 10x10x20 mm) zur Verfügung. Die Proben wurden mittels Standardwärmebehandlung (Austenitisierung bei 800 °C für 80 min und einmaligem Anlassen bei 200 °C für 2 h) behandelt. Für die Ermittlung der Mittelwerte der Härtemessungen wurden bei den kF-Proben (konventionelle Fertigung) fünf und bei den aF-Proben (additive Fertigung) sechs Messungen durchgeführt. Die ermittelten Härtewerte der additiv gefertigten Proben übersteigen deutlich die Werte der konventionell gefertigten Proben (siehe Tabelle 5-1).

Tabelle 5-1: W1 – Härtemessung Testserie 1

Probenbezeichnung	\bar{x} [HRC]
W1_HM_TS1_kF_1 (x=5)	44,48
W1_HM_TS1_kF_2 (x=5)	44,38
W1_HM_TS1_aF_1 (x=6)	48,02
W1_HM_TS1_aF_2 (x=6)	48,33
W1_HM_TS1_aF_3 (x=6)	47,95
W1_HM_TS1_aF_4 (x=6)	47,88

\bar{x} ... Mittelwert

Kerbschlagbiegeprüfung – Testserie 1:

Die Kerbschlagbiegeprüfung wurde an fünf konventionell gefertigten und jeweils sechs stehend, liegend „s“ und liegend „o“ additiv gefertigten Proben durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 5-2 aufgelistet.

Tabelle 5-2: W1 – Kerbschlagbiegeprüfung Testserie 1

Probenbezeichnung	A_v [J]
W1_KP_TS1_kF_1	89,0
W1_KP_TS1_kF_1	96,0
W1_KP_TS1_kF_1	92,3
W1_KP_TS1_kF_1	92,3
W1_KP_TS1_kF_1	99,4
\bar{x} W1_KP_TS1_kF (x=5)	93,8
SD	3,6
W1_KP_TS1_stehend_1	44,0
W1_KP_TS1_stehend_2	38,5
W1_KP_TS1_stehend_3	45,4
W1_KP_TS1_stehend_4	45,7
W1_KP_TS1_stehend_5	42,1
W1_KP_TS1_stehend_6	48,8
\bar{x} W1_KP_TS1_stehend (x=6)	44,1
SD	3,2
W1_KP_TS1_liegend „o“_1	48,2
W1_KP_TS1_liegend „o“_2	48,0
W1_KP_TS1_liegend „o“_3	49,1
W1_KP_TS1_liegend „o“_4	46,0
W1_KP_TS1_liegend „o“_5	49,4
W1_KP_TS1_liegend „o“_6	48,0
\bar{x} W1_KP_TS1_liegend „o“ (x=6)	48,1
SD	1,1
W1_KP_TS1_liegend „s“_1	46,8
W1_KP_TS1_liegend „s“_2	49,1
W1_KP_TS1_liegend „s“_3	48,0
W1_KP_TS1_liegend „s“_4	48,0
W1_KP_TS1_liegend „s“_5	48,2
W1_KP_TS1_liegend „s“_6	46,3
\bar{x} W1_KP_TS1_liegend „s“ (x=6)	47,7
SD	0,9

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Bedingt durch die höhere Härte der gedruckten Proben, nimmt auch die verbrauchte Schlagenergie bei der Kerbschlagbiegeprüfung deutlich niedrigere Werte ein. Ein signifikanter

Unterschied zwischen den unterschiedlich eingebrachten Kerben (Bezeichnung „s“ und „o“) kann nach erfolgter Wärmebehandlung nicht festgestellt werden.

Zugprüfung – Testserie 1:

Die Zugprüfung wurde an Normzugproben mit einer Gesamtlänge von 60 mm, einer parallelen Messlänge von 28 mm und einem Prüfdurchmesser von 5 mm durchgeführt. Die Probenschultern der Zugprüfkörper der Testserie 1 wurden ohne Gewinde gefertigt. Bei der Prüfung wurden einige Proben aus der Einspannung gezogen. Diese Versuche wurden aus der Auswertung ausgeschlossen.

Tabelle 5-3: W1 – Zugprüfung Testserie 1

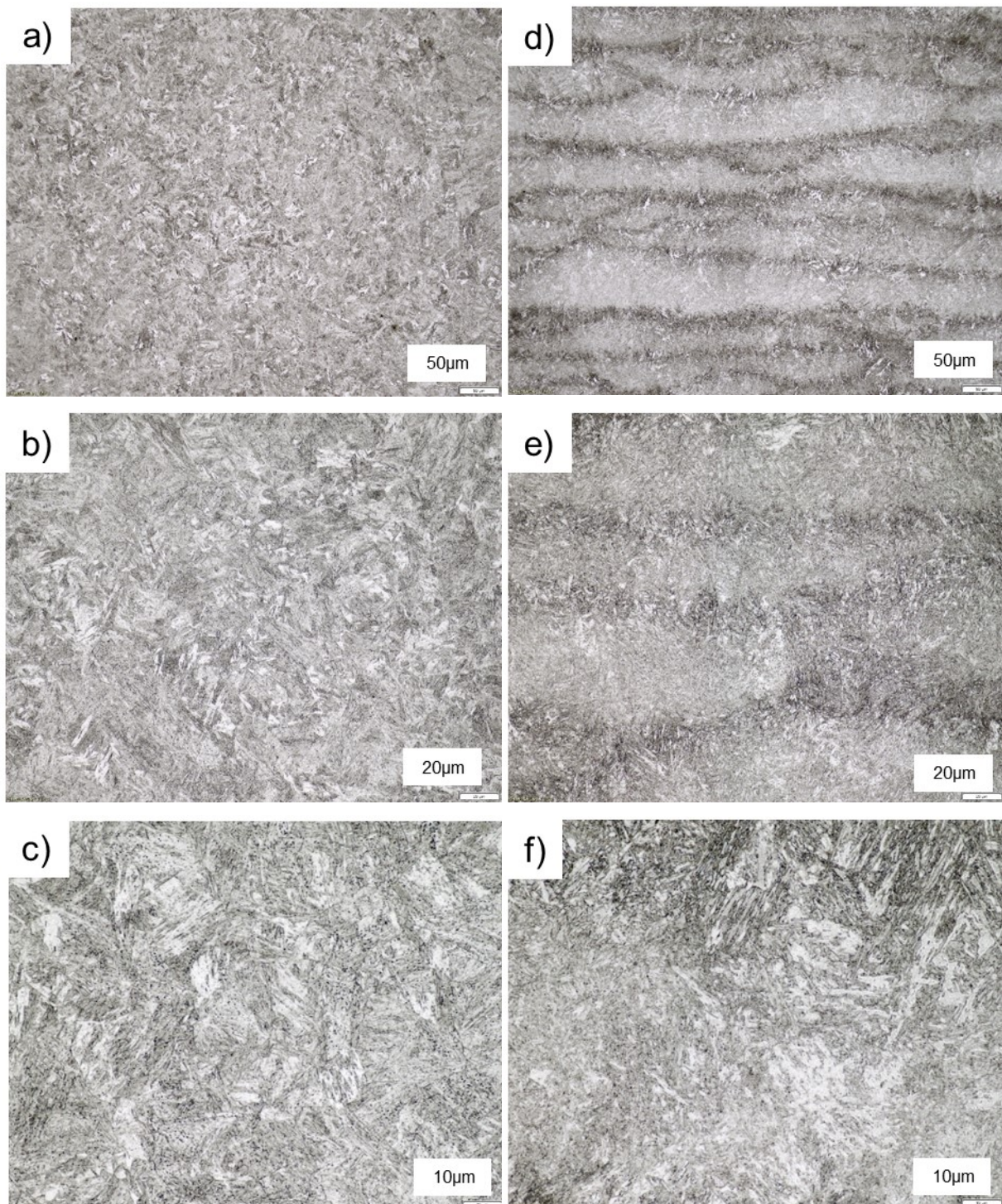
Probenbezeichnung	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A _g [%]	A [%]
W1_ZP_TS1_kF_2	1420	1126	4,11	17,97
W1_ZP_TS1_kF_3	1405	1115	4,01	17,63
\bar{x} W1_ZP_TS1_kF (x=2)	1412	1120	4,06	17,80
SD	7,3	5,4	0,05	0,17
W1_ZP_TS1_aF_liegend 1	1490	1145	3,49	9,02
W1_ZP_TS1_aF_liegend 5	1547	1204	3,96	11,06
W1_ZP_TS1_aF_liegend 6	1509	1242	4,59	15,12
\bar{x} W1_ZP_TS1_aF_liegend (x=3)	1516	1197	4,01	11,73
SD	23,7	40,3	0,45	2,54
W1_ZP_TS1_aF_stehend 2	1503	1174	4,25	12,52
W1_ZP_TS1_aF_stehend 5	1506	1171	4,03	12,94
W1_ZP_TS1_aF_stehend 6	1501	1195	3,86	12,96
\bar{x} W1_ZP_TS1_aF_stehend (x=3)	1504	1180	4,05	12,81
SD	2,0	11,0	0,16	0,20

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Die additiv gefertigten Proben zeigen deutlich höhere R_{p0,2} – und R_m-Werte. Die Gleichmaßdehnungen liegen auf einem ähnlichen Niveau um 4 %, während die additiven Proben niedrigere Bruchdehnungswerte aufweisen. Stehend und liegend aufgebaute Proben zeigen hingegen kaum Unterschiede.

Die additiv gefertigten Proben und das Vergleichsmaterial wurden metallographisch untersucht. Bei den wärmebehandelten aF-Proben ist das charakteristische Schweißraupengefüge noch deutlich zu erkennen. Die hellen Bereiche der additiv gefertigten Proben (Abbildung 5-1, d – f) weisen eine feinere Struktur als die aus konventionell gefertigten

Material (Abbildung 5-1, a - c) auf. An den Schmelzbadrändern (dunkler Bereich) zeigt sich eine ähnliche Gefügefinesheit.



**Abbildung 5-1: W1 - Metallographische Untersuchungen, Ätzung: Nital (4%),
a) bis c): „kF“ mit 20-, 50- und 100facher Vergrößerung
d) bis f): „aF“ (Parameter 46) mit 20-, 50- und 100facher Vergrößerung**

In zwei weiteren Testserien wurde durch eine Änderung der Wärmebehandlungsprozedur versucht, vergleichbare Härten im additiv gefertigten im Vergleich zum konventionell hergestellten Material einzustellen.

Testserie 2:

Die Wärmebehandlung der Probenmaterialien der Testserie 2 wurde folgendermaßen abgeändert. Die kF- und aF-Proben wurden gemeinsam bei 800 °C für 40 min gegläht und an Luft abgekühlt. Anschließend wurden drei Anlassbehandlungen durchgeführt. Bei den kF-Proben erfolgte dies jeweils bei 200 °C für 2 h, während bei den aF-Proben die Temperatur ausgehend von 210 °C in der ersten Stufe, auf 220 °C in der Zweiten und weiter auf 250 °C bei der dritten Anlassstufe erhöht wurde (jeweils für 2 h).

Härtemessung – Testserie 2:

Für die Härtemessungen stand ein Probewürfel aus konventionell gefertigtem Material zur Verfügung, während die Werte für die additiv gefertigten Proben an Kerbschlagbiegeproben ermittelt wurden. Die Mittelwerte aus Tabelle 5-4 ergeben sich aus fünf Einzelmessungen.

Tabelle 5-4: W1 – Härtemessung Testserie 2

Probenbezeichnung	\bar{x} [HRc]
W1_HM_TS2_kF_1 (x=5)	43,46
W1_HM_TS2_aF_stehend 1 (x=5)	46,23
W1_HM_TS2_aF_stehend 2 (x=5)	46,12
W1_HM_TS2_aF_liegend „s“ (x=5)	46,26
W1_HM_TS2_aF_liegend „o“ (x=5)	45,92

\bar{x} ... Mittelwert

Die Härtewerte der additiv gefertigten Proben liegen trotz der abgeänderten Wärmebehandlung über dem des Vergleichsmaterials.

Kerbschlagbiegeprüfung – Testserie 2:

Die Kerbschlagbiegeprüfung wurde an sieben konventionell gefertigten und jeweils sechs stehend, liegend „s“ und liegend „o“ gefertigten Proben durchgeführt (siehe Tabelle 5-5).

Tabelle 5-5: W1 – Kerbschlagbiegeprüfung Testserie 2

Probenbezeichnung	A_v [J]
W1_KP_TS2_kF_1	98,7
W1_KP_TS2_kF_2	94,0
W1_KP_TS2_kF_3	96,6
W1_KP_TS2_kF_4	88,4
W1_KP_TS2_kF_5	86,4
W1_KP_TS2_kF_6	87,3
W1_KP_TS2_kF_7	91,4
\bar{x} W1_KP_TS2_kF (x=7)	91,9
SD	4,5
W1_KP_TS1_stehend_1	43,2
W1_KP_TS1_stehend_2	45,7
W1_KP_TS1_stehend_3	40,6
W1_KP_TS1_stehend_4	40,2
W1_KP_TS1_stehend_5	46,6
W1_KP_TS1_stehend_6	42,4
\bar{x} W1_KP_TS1_stehend (x=6)	43,1
SD	2,4
W1_KP_TS1_liegend „o“_1	45,5
W1_KP_TS1_liegend „o“_2	48,4
W1_KP_TS1_liegend „o“_3	47,7
W1_KP_TS1_liegend „o“_4	45,9
W1_KP_TS1_liegend „o“_5	47,0
W1_KP_TS1_liegend „o“_6	45,4
\bar{x} W1_KP_TS1_liegend „o“ (x=6)	46,7
SD	1,1
W1_KP_TS1_liegend „s“_1	47,0
W1_KP_TS1_liegend „s“_2	48,8
W1_KP_TS1_liegend „s“_3	47,9
W1_KP_TS1_liegend „s“_4	45,4
W1_KP_TS1_liegend „s“_5	46,6
W1_KP_TS1_liegend „s“_6	46,3
\bar{x} W1_KP_TS1_liegend „s“ (x=6)	47,0
SD	1,1

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Die Kerbschlagbiegewerte liegen auf demselben Niveau wie die der Testserie 1. Ein signifikanter Unterschied zwischen den unterschiedlich eingebrachten Kerben (Bezeichnung „s“ und „o“) kann abermals nicht festgestellt werden. Im Vergleich zum konventionell hergestellten Material werden lediglich ca. 50 % der Kerbschlagarbeit erreicht.

Zugprüfung – Testserie 2:

Die Zugprüfung wurde an Normzugproben mit einer Gesamtlänge von 60 mm, einer parallelen Messlänge von 28 mm und einem Prüfdurchmesser von 5 mm durchgeführt. Die Probenschultern wurden mit einem Gewinde M10 versehen, um ein Herausrutschen aus der Einspannung zu verhindern. Tabelle 5-6 gibt einen Überblick über die ermittelten Werte.

Tabelle 5-6: W1 – Zugprüfung Testserie 2

Probenbezeichnung	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A _g [%]	A [%]
W1_ZP_TS2_kF_1	1425	1123	3,44	9,47
W1_ZP_TS2_kF_2	1425	1159	3,50	7,75
W1_ZP_TS2_kF_3	1423	1122	3,87	12,28
\bar{x} W1_ZP_TS2_kF (x=3)	1424	1135	3,60	9,83
SD	0,8	17,0	0,19	1,87
W1_ZP_TS2_aF_liegend 1	1501	1218	3,56	9,44
W1_ZP_TS2_aF_liegend 2	1500	1212	3,49	8,89
W1_ZP_TS2_aF_liegend 3	1488	1233	3,70	13,40
W1_ZP_TS2_aF_liegend 4	1486	1238	3,74	13,53
W1_ZP_TS2_aF_liegend 5	1494	1301	3,22	9,58
\bar{x} W1_ZP_TS2_aF_liegend (x=5)	1494	1240	3,54	10,98
SD	6,0	31,8	0,18	2,1
W1_ZP_TS2_aF_stehend 1	1519	1285	3,77	15,32
W1_ZP_TS2_aF_stehend 2	1499	1183	3,55	13,81
W1_ZP_TS2_aF_stehend 3	1516	1225	3,95	15,38
W1_ZP_TS2_aF_stehend 4	1506	1240	3,77	14,90
W1_ZP_TS2_aF_stehend 5	1522	1206	3,95	15,35
W1_ZP_TS2_aF_stehend 6	1513	1212	4,10	15,43
\bar{x} W1_ZP_TS2_aF_stehend (x=6)	1513	1225	3,85	15,03
SD	8,1	32,1	0,18	0,57

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

In Abbildung 5-2 sind die Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Testserie 2 dargestellt. Und zeigen, dass die aF-Proben höhere R_m- und R_{p0,2}-Werte aufweisen. Im Vergleich zu

Testserie 1 werden höhere $R_{p0,2}$ - und Bruchdehnungswerte bei niedrigeren Gleichmaßdehnungen erreicht. Bei den kF-Proben sinken durch dreimaliges Anlassen die Gleichmaß- und Bruchdehnungswerte stark ab und liegen im Bereich der liegend verbauten aF-Proben. Die stehend angeordneten Proben zeigen eine deutlich höhere Bruchdehnung.

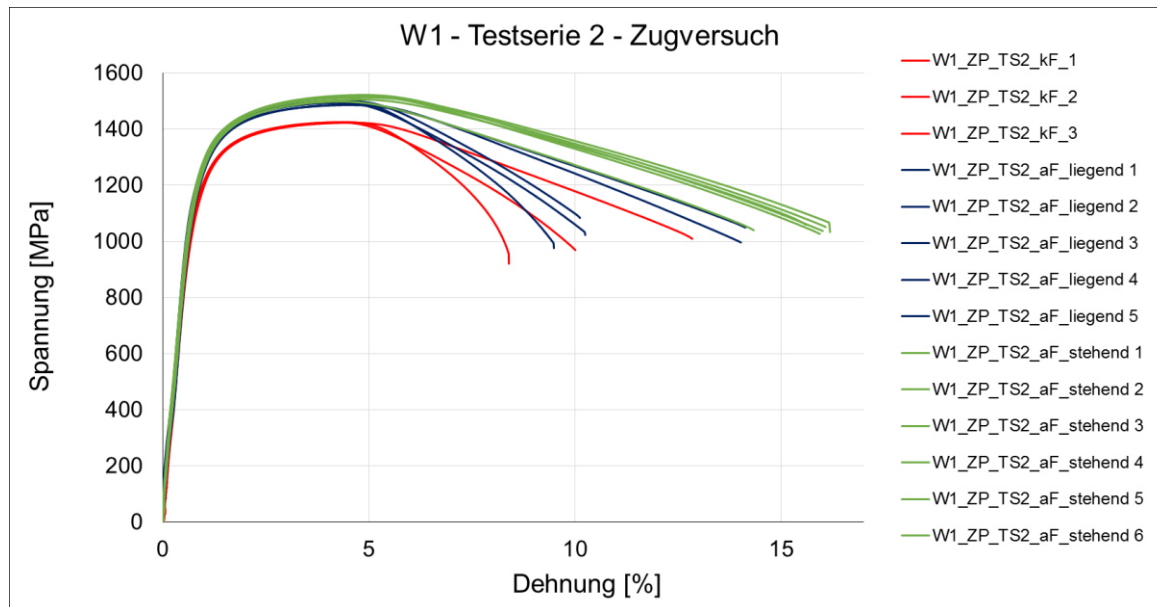


Abbildung 5-2: W1 – Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Proben aus Testserie 2

Testserie 3:

Aufgrund der immer noch deutlich höheren Härte der gedruckten Proben wurde für Testserie 3 die Wärmebehandlung der aF-Proben (Parameterdatensatz 58, Anhang 1, Tabelle A1-3) weiter angepasst und mit 350 °C angelassen. Dafür wurden zusätzlich Härtewürfel mitgedruckt und eine Härtestudie abgehalten. Diese hat gezeigt, dass durch einer Anlasstemperatur von 350 °C die aF-Proben auf dasselbe Härteniveau gesenkt werden können wie das der kF-Proben der Testserien 1 und 2. Für Testserie 3 wurden keine weiteren kF-Proben hergestellt. Die Wärmebehandlung der aF-Proben der Testserie 3 wurde der WBH-Studie zufolge folgendermaßen abgeändert. Vergleichbar zu den vorangegangenen Testserien, wurde die Temperatur beim Härteprozess bei 800 °C für 40 min gehalten und an Luft abgekühlt. Anschließend wurden die Proben bei 350 °C für 2 h angelassen.

Härtemessung – Testserie 3:

Die Härtemessungen der additiv gefertigten Proben wurden an zwei Kerbschlagbiegeproben („liegend 1“ und „liegend 2“) durchgeführt, wobei jeweils drei Probenbereiche ausgewählt und präpariert wurden. Die Mittelwerte der fünf Einzelmessungen sind in Tabelle 5-7 zusammengefasst.

Tabelle 5-7: W1 – Härtemessung Testserie 3

Probenbezeichnung	\bar{x} [HRc]
W1_HM_TS3_aF_liegend 1_1 (x=5)	43,92
W1_HM_TS3_aF_liegend 1_2 (x=5)	43,78
W1_HM_TS3_aF_liegend 1_3 (x=5)	44,16
W1_HM_TS3_aF_liegend 2_1 (x=5)	44,42
W1_HM_TS3_aF_liegend 2_2 (x=5)	44,48
W1_HM_TS3_aF_liegend 2_3 (x=5)	44,66

\bar{x} ... Mittelwert

Durch die erhöhte Anlasstemperatur weisen die additiv gefertigten Proben eine ähnliche Härte wie die aus konventionell gefertigtem Material der Testserien 1 und 2 auf.

Kerbschlagbiegeprüfung – Testserie 3:

Die Kerbschlagbiegeprüfung wurde an fünf additiv gefertigten Proben mit den Kerbpositionen liegend „s“ und liegend „o“ durchgeführt (siehe Tabelle 5-8). Aufgrund der begrenzten Pulvermenge wurden keine stehend positionierten Proben mehr gebaut.

Tabelle 5-8: W1 – Kerbschlagbiegeprüfung Testserie 3

Probenbezeichnung	A_v [J]
W1_KP_TS1_liegend „o“_1	62,5
W1_KP_TS1_liegend „o“_2	60,8
W1_KP_TS1_liegend „o“_3	58,1
W1_KP_TS1_liegend „o“_4	60,3
W1_KP_TS1_liegend „o“_5	69,1
\bar{x} W1_KP_TS1_liegend „o“ (x=5)	62,2
SD	3,7
W1_KP_TS1_liegend „s“_1	61,5
W1_KP_TS1_liegend „s“_1	74,8
W1_KP_TS1_liegend „s“_1	61,8
W1_KP_TS1_liegend „s“_1	66,3
W1_KP_TS1_liegend „s“_1	69,7
\bar{x} W1_KP_TS1_liegend „s“ (x=5)	66,8
SD	5,0

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Die Messwerte der Kerbschlagbiegeprüfung liegen höher als die der Testserien 1 und 2, allerdings werden die Messergebnisse des konventionell gefertigten Vergleichsmaterials nicht

erreicht (Testserie 1: 93,78 J, Testserie 2: 91,87 J). Auch in Testserie 3 zeigen sich keine signifikanten Unterschiede bezüglich der Position der eingebrachten Kerben zur Aufbaurichtung.

Zugprüfung – Testserie 3:

Die Zugprüfung wurde an zehn Normzugproben mit einer Gesamtlänge von 60 mm, einer parallelen Messlänge von 28 mm und einem Prüfdurchmesser von 5 mm durchgeführt. Die Probenschultern wurden mit einem Gewinde M10 versehen, um ein Herausrutschen aus der Einspannung zu verhindern. Tabelle 5-9 gibt einen Überblick über die ermittelten Werte.

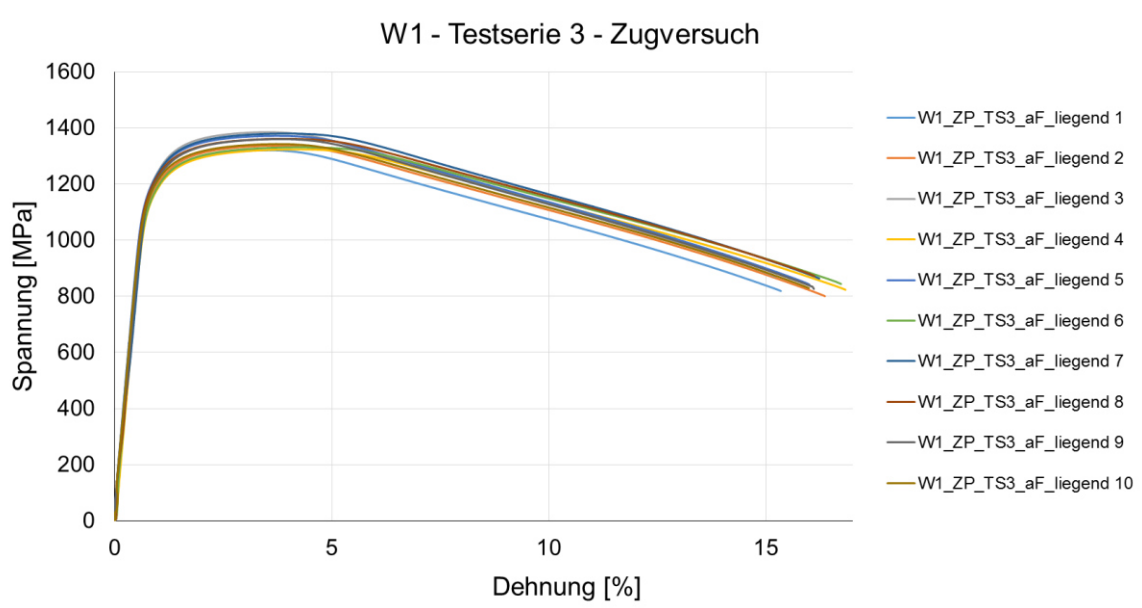
Tabelle 5-9: W1 – Zugprüfung Testserie 3

Probenbezeichnung	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A _g [%]	A [%]
W1_ZP_TS3_aF_liegend 1	1320	1076	2,97	14,91
W1_ZP_TS3_aF_liegend 2	1336	1169	2,94	15,84
W1_ZP_TS3_aF_liegend 3	1385	1214	2,78	14,71
W1_ZP_TS3_aF_liegend 4	1323	1153	3,51	16,22
W1_ZP_TS3_aF_liegend 5	1372	1197	3,00	15,50
W1_ZP_TS3_aF_liegend 6	1331	1172	3,40	16,25
W1_ZP_TS3_aF_liegend 7	1380	1207	3,23	15,68
W1_ZP_TS3_aF_liegend 8	1361	1263	2,86	15,65
W1_ZP_TS3_aF_liegend 9	1360	1174	3,09	15,62
W1_ZP_TS3_aF_liegend 10	1342	1175	2,96	15,85
\bar{x} W1_ZP_TS3_aF_liegend (x=10)	1351	1180	3,07	15,62
SD	22	46	0,22	0,47

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Die höhere Anlasstemperatur bewirkt ein Absinken der R_m-Werte unter jene des kF-Materials. Die R_{p0,2}-Kennwerte bleiben hingegen unverändert. Während die Gleichmaßdehnungswerte sinken, erreichen die Bruchdehnungen von allen getesteten Proben ein Maximum.

In Abbildung 5-3 sind die Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Testserie 3 dargestellt. Es muss darauf hingewiesen werden, dass die Streuung der Messwerte in allen Testserien äußerst gering ausfallen. Die kann als Qualitätsmerkmal der Prozesssteuerung im L-PBF Prozess angesehen werden.



5.1.2 Werkstoff W2 – Warmarbeitsstahl 1.2343 (X38CrMoV5-1)

Die zylindrischen Probekörper konnten wie vorgesehen gebaut werden, allerdings zeigten sämtliche Proben Risse an den Oberflächen (siehe Abbildung 5-4a), die sich, wie in Abbildung 5-4b gezeigt, bis ins Innere erstrecken. Bei der metallographischen Untersuchung der Proben zeigte sich, dass zusätzlich zu großen Rissen eine Vielzahl kleiner Risse im Gefüge auftreten (Abbildung 5-4c).

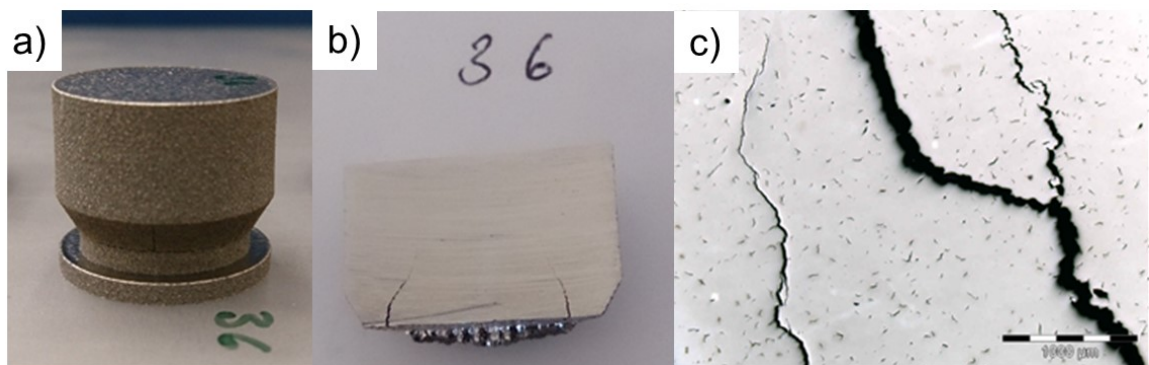


Abbildung 5-4: W2 – Zylindrischer Probekörper der Testserie 1
(Prozessparameterdaten: $P=200$ W, $v=900$ mm/s, $t_L=40$ μ m, $d_H=0,11$ mm)

Aufgrund des rissbehafteten Gefüges wurden keine Probekörper für die Ermittlung mechanischer Kennwerte hergestellt.

In den zylindrischen Proben der Testserie 2 (mit Substratplattformtemperatur von 200 °C) konnten zwar keine der großen von der Probenoberfläche ausgehenden Risse wie in

Testserie 1 gefunden werden, die kleinen Risse im Gefüge traten aber nach wie vor auf. In Abbildung 5-5 ist das Gefüge nach einer Nital-Ätzung bei unterschiedlicher Vergrößerung dargestellt.

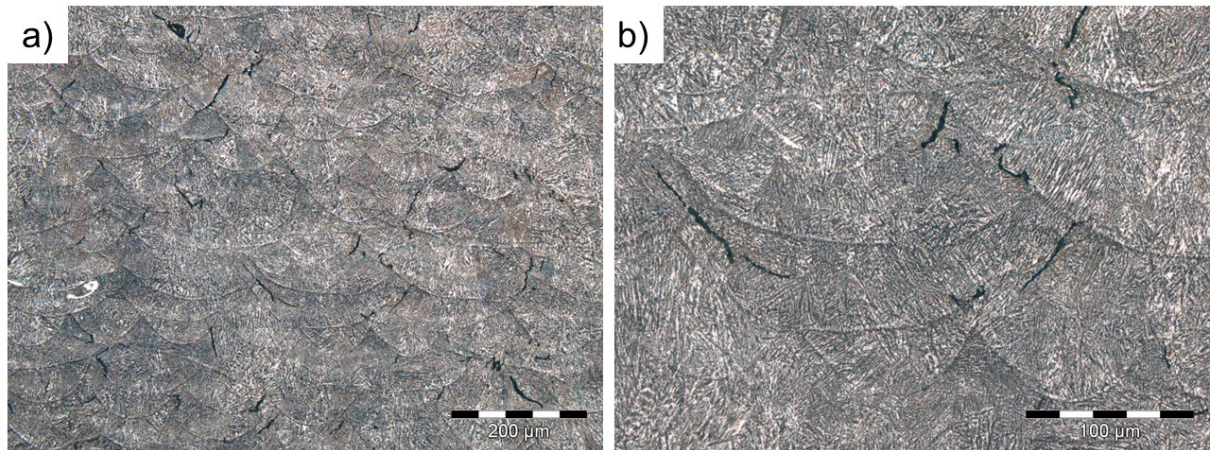


Abbildung 5-5: W2 – Geätztes Gefüge einer zylindrischen Probe der Testserie 2 (Prozessparameterdaten: P=200 W, v=700 mm/s, $t_L=40 \mu\text{m}$, $d_H=0,11 \text{ mm}$)

5.1.3 Werkstoff W3 – PM-Schneidwerkstoff MC90 Internet

Bei der Erzeugung der zylindrischen Probekörper der Testserie 1 wurde der Baujob bei einer Bauhöhe von ca. 2,5 mm manuell abgebrochen, da nach der Belichtung und dem Auftrag einer neuen Pulverschicht stellenweise das Pulver durch die schlagartig einsetzende Rissbildung von der Oberfläche weggeschleudert wurde. Bei der folgenden Analyse der Probendeckschicht konnten lange Risse über den gesamten Schmelzschichtbereich gefunden werden. Bei der darauffolgenden metallographischen Analyse der Probenstücke konnten auch Risse im Inneren beobachtet werden (siehe Abbildung 5-6 a und b).

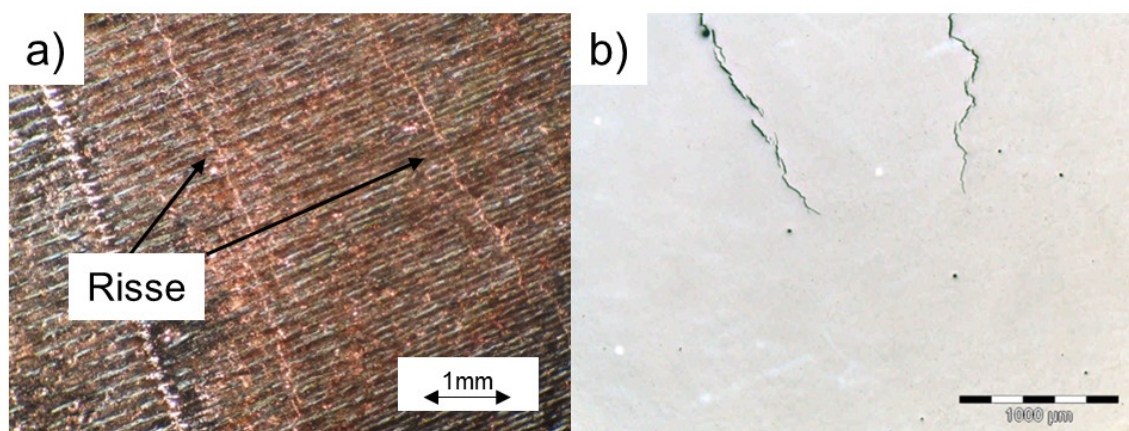


Abbildung 5-6: MC90 – a) Ansicht einer Deckschicht einer zylindrischen Probe der Testserie 1 (P=250 W, v=600 mm/s) mit Oberflächenrissen, b) Risse und Poren im Inneren der Probenstücke der Testserie 1 (P=250 W, v=1000 mm/s)

Um den Einfluss einer Substratplattformtemperatur von 200 °C auf die Rissbildung zu untersuchen wurden mit denselben Parameterkombinationen von Testserie 1 (Parameterstudie 2, Anhang 3, Tabelle 3-1) zylindrische Probekörper für Testserie 2 erstellt. Bei einer Bauhöhe von ca. 5,3 mm führten starke Kollisionen der Beschichter Klinge mit den Bauteilen zu einem Abbruch des Baujobs. Durch starke Rissbildung quer zur Aufbaurichtung (Delamination) erfolgte eine Verschiebung der Probenoberflächen in z-Richtung und somit eine Kollision mit dem Beschichtungssystem (siehe Abbildung 5-7).

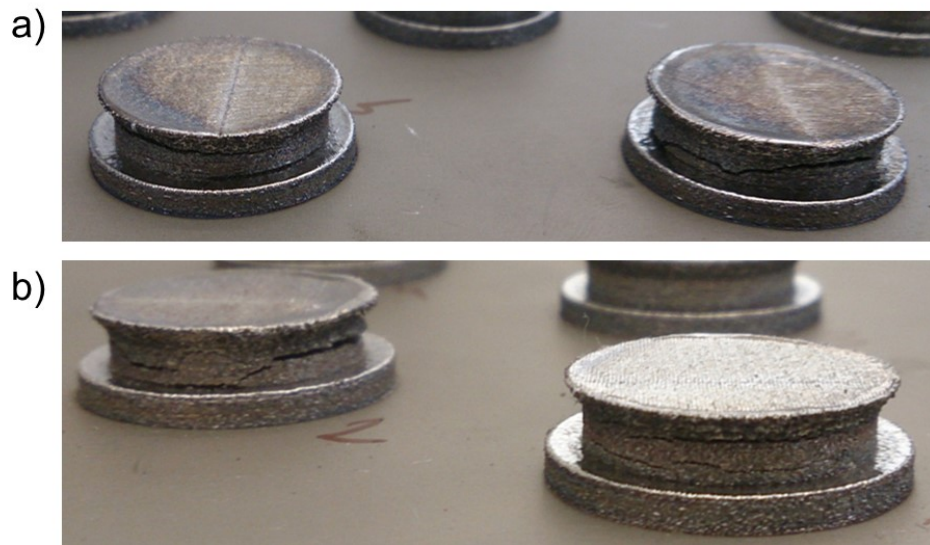


Abbildung 5-7: MC90 – Probekörper der Testserie 2 (Substratplattformtemperatur 200 °C) mit Delamination der Schichten quer zur Aufbaurichtung

5.1.4 Werkstoff W4 – Schnellarbeitsstahl HS10-2-5-8 (ähnlich 1.3253)

Obwohl bei der Bewertung der Probekörper bereits Risse in den Deckschichten auftraten (siehe Abbildung 5-8) wurden mit den am besten bewerteten Parameterkombinationen (Parameterstudie 2, Anhang 4, Tabelle A4-1) versucht, zylindrische Probekörper herzustellen.

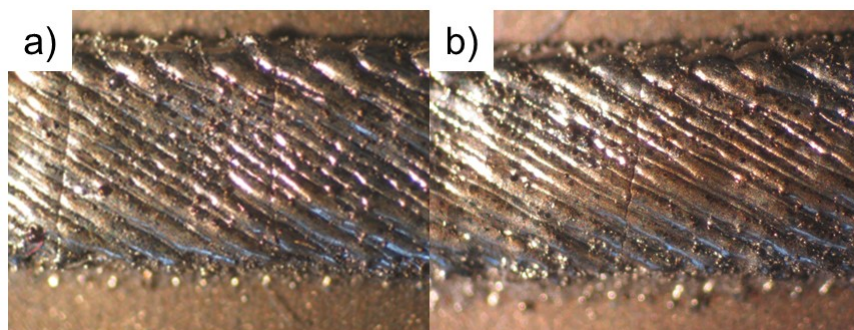


Abbildung 5-8: S390 – Rissbehaftete Probendeckschichten, a) P=200 W, v=1000 mm/s, b) P=250 W, v=1100 mm/s (Probenbreite:1 mm)

Bereits nach 1 mm Bauhöhe musste der Baujob aufgrund des starken Kontaktes der Bauteile mit dem Beschichtersystem abgebrochen werden. Wie in Abbildung 5-9a zu erkennen ist, haben sich die Probekörper von der Substratplattform gelöst. Zusätzlich bilden sich Risse innerhalb der Schichtflächen (siehe Abbildung 5-9 b und c).



Abbildung 5-9: S390 – a) Delamination zwischen Substratplattform und der zyl. Probekörper (Durchmesser: 20 mm), b) und c) Rissbehaftete Probendeckschichten - b) P=175 W, v=600 mm/s, c) P=225 W, v=900 mm/s

5.1.5 Werkstoff W5 – PM-Kunststoffformenstahl mit 0,54 %C

Bei der metallographischen Auswertung der Proben konnte in jedem gefertigten Zylinder ein rissbehaftetes Gefüge festgestellt werden. In Abbildung 5-10 sind exemplarisch die Zylinder der Parameterkombinationen 49 ($P=150\text{ W}$, $v=700\text{ mm/s}$, $E_{\text{Vol}}=48,70\text{ J/mm}^3$) und 59 ($P=225\text{ W}$, $v=750\text{ mm/s}$, $E_{\text{Vol}}=68,18\text{ J/mm}^3$) dargestellt. Die auftretenden Risse wirken parallel ausgerichtet und verlaufen im Gefüge über Schmelzbadgrenzen hinaus. Aufgrund der Erkenntnisse von Werkstoff W2 wurden keine weiteren Versuche mit erhöhter Substratplattformtemperatur durchgeführt. Es wurde allerdings der Einfluss der Verwendung von Stickstoff und Argon als Schutzgas während des Bauprozesses auf die chemische Zusammensetzung bestimmt.

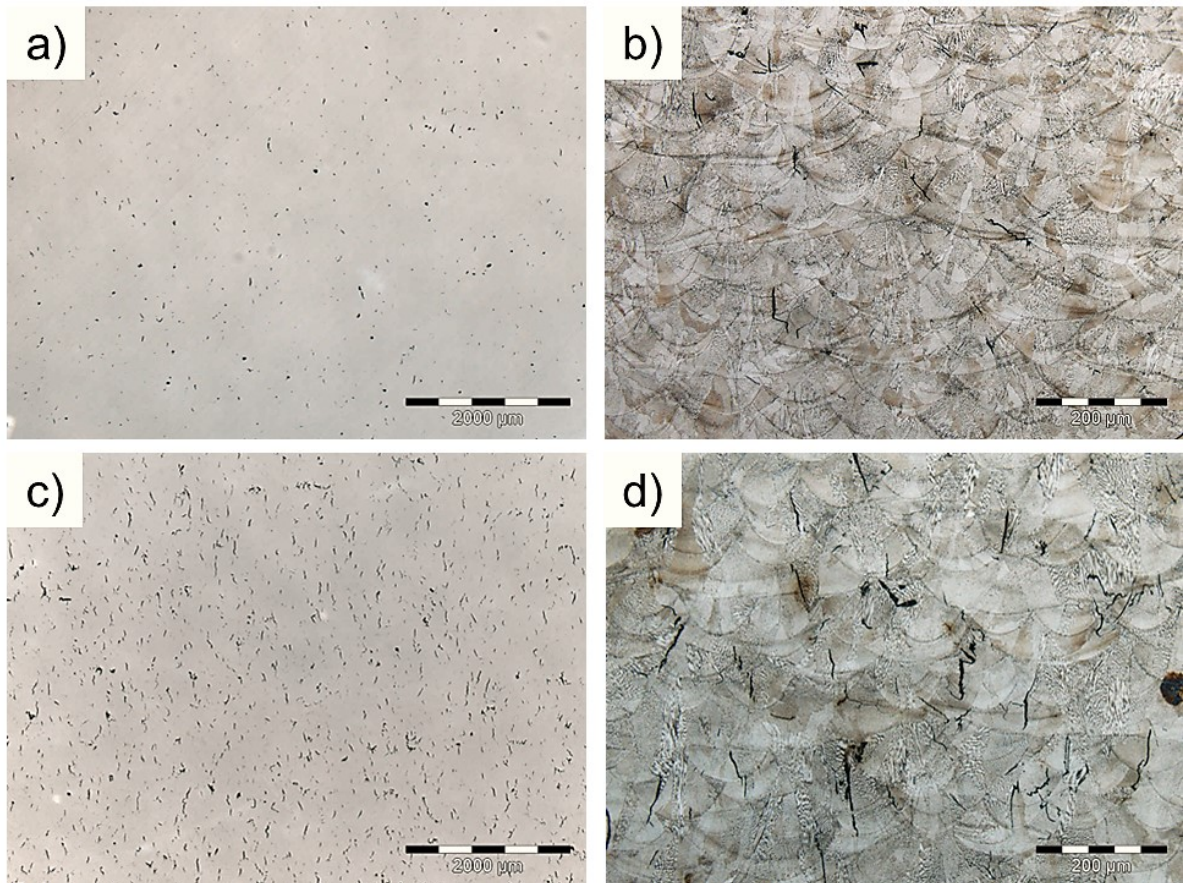


Abbildung 5-10: W5 – Geätzte metallographische Schlitte von zylindrischen Proben, Parameterkombinationen: 49 (a, b), 59 (c, d)

Die chemische Analyse der Elemente Kohlenstoff, Stickstoff und Sauerstoff des Pulvers sowie gedruckter Proben (Schutzgase Stickstoff und Argon) ist in Tabelle 5-10 dargestellt.

Tabelle 5-10: W5 – chemische Analyse der Elemente C, N und O

Element	Pulver	L-PBF (N)			L-PBF (Ar)
		Messung 1	Messung 2	Messung 3	
C [%]	0,50	0,52	0,51	0,50	0,51
N [%]	0,18	0,16	0,157	0,167	0,15
O [%]	0,027	-	-	0,013	0,012

Die Analyse des Sauerstoffgehalts zeigt, dass bedingt durch die große Oberfläche des Pulvers der O-Gehalt mit 270 ppm deutlich über dem der aufgebauten Probekörper mit 120-130 ppm liegt.

Nachdem sämtliche Probekörper Risse im Gefüge aufweisen, für Kunststoffformenstähle aber eine ausgezeichnete Polierbarkeit sowie Porenfreiheit eine Voraussetzung für den Einsatz im Formenbau darstellen, wurde der Werkstoff W6 als Alternative getestet.

5.1.6 Werkstoff W6 – Kunststoffformenstahl mit 0,24 %C (ähnlich AISI 420)

Testmaterial 1 (Hersteller 1):

Für das Testmaterial 1 wurden die Gehalte von Kohlenstoff, Stickstoff und Sauerstoff von Pulverwerkstoff und den Probekörpern ermittelt, wobei die Probekörper mit unterschiedlich hohem Energieeintrag und mit unterschiedlichem Schutzgas erzeugt wurden (siehe Tabelle 5-11).

Tabelle 5-11: W6 – Testmaterial 1, chemische Analyse der Elemente C, N und O

Element	Pulver Testmaterial 1		L-PBF Testmaterial 1			
			Parameter 107 (N)	Parameter 173 (N)	Parameter 177 (N)	Parameter 177 (Ar)
	Unterkorn	Überkorn				
C [%]	0,22	0,21	0,20	0,198	0,194	0,187
N [%]	0,047	0,047	0,05	0,048	0,053	0,036
O [%]	0,09	0,026	-	-	0,013	0,015

Der Werkstoff W6 sollte 0,24 % Kohlenstoff und einen N-Gehalt um 0,1 % aufweisen. Die Analysen der Pulverproben und der Probekörper hat gezeigt, dass diese Elemente unabhängig vom gewählten Energieeintrag in zu geringen Mengen vorhanden sind. Bei der Verwendung von Argon als Schutzgas ist eine weitere Abnahme des N-Gehalts eingetreten. Es ist anzumerken, dass aufgrund der größeren spezifischen Oberfläche der O-Gehalt des Unterkorns um einiges höher liegt als der des Überkorns. Im fertigen Bauteil sinkt dieser wieder auf 130 bis 150 ppm ab. Eine durchgeführte Härte-/Anlassstudie (Härten: 1000 °C, 30min Haltezeit, Wasserabschreckung, zweimaliges Anlassen bei der gleichen Temperatur für jeweils 2h) hat gezeigt, dass das additiv gefertigte Material ca. 7 HRc unter dem Härteniveau des konventionell hergestellten Materials liegt (siehe Abbildung 5-11).

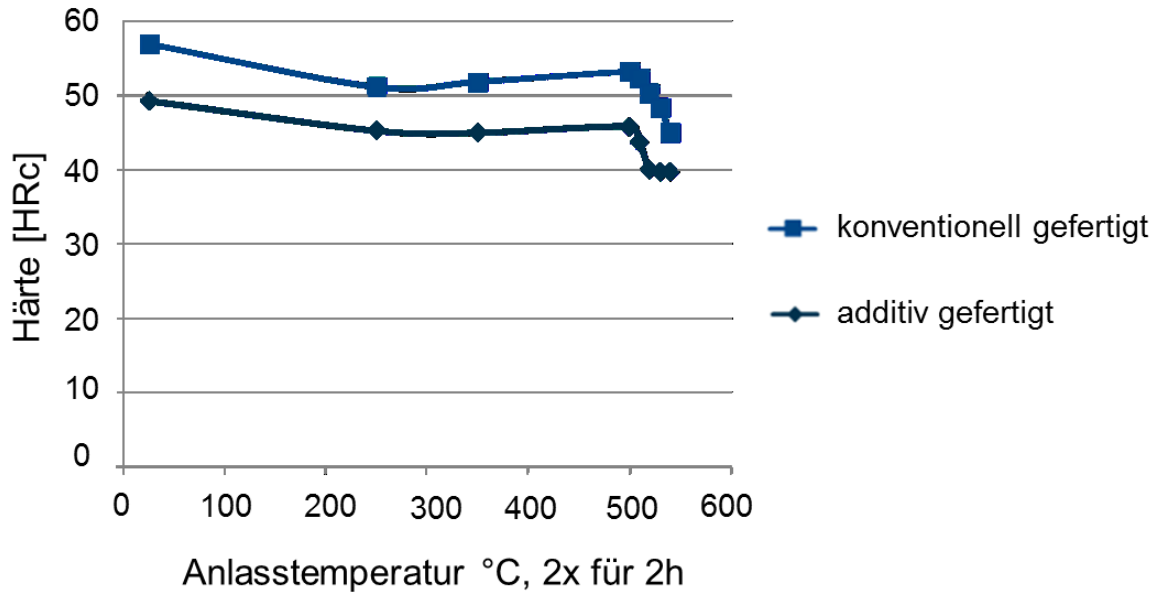


Abbildung 5-11: W6 - Härte-/Anlasstudie, Vergleich zwischen konventionell und additiv gefertigtem Material

Zur Analyse der Verteilung des Kohlenstoffs in den gedruckten Proben wurden Mikrosondenuntersuchungen durchgeführt. Die Bilder des BSE-Detektors (Backscattered Electrons) und der Mikrosonde für die Parameterkombination 171 ($P=285\text{ W}$, $v=790\text{ mm/s}$, $tL=40\mu\text{m}$, $dH=0,09$, $E_{Vol}=100,21\text{ J/mm}^3$) sind in Abbildung 5-12 dargestellt. Durch Kontaminationen sind die Kohlenstoffgehalte der Skala zu hoch angesetzt und dürfen nicht als der tatsächliche C-Gehalt gesehen werden, allerdings kann anhand der Farbgebung beobachtet werden, dass es an den Schmelzbadgrenzen zu einer Abnahme der Kohlenstoffkonzentration kommt.

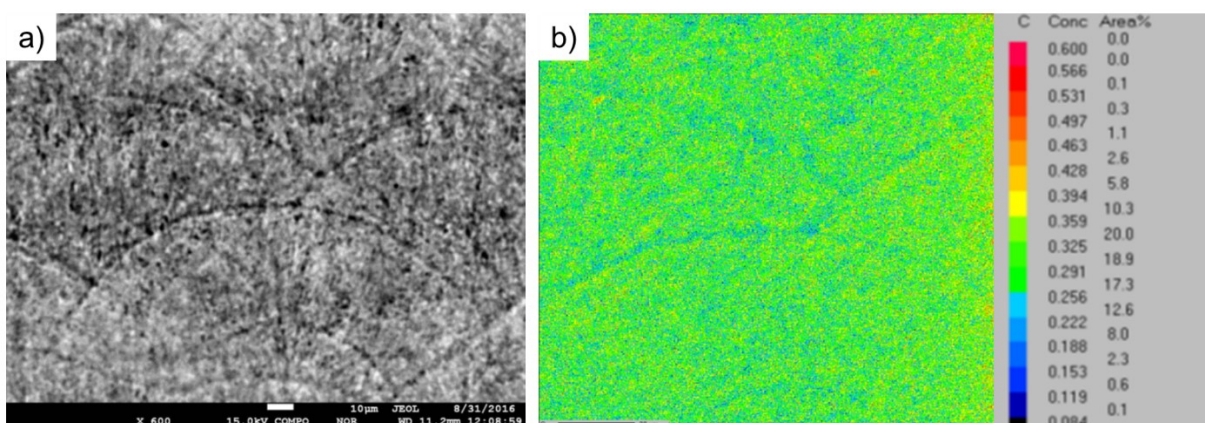


Abbildung 5-12: W6 – Mikrosondenuntersuchung der Parameterkombination 171, a) Bild des BSE-Detektors, b) C-Mapping der Mikrosonde

Anhand der in Abbildung 5-13 gezeigten Linienscans des C-Mappings der Mikrosondenmessung wird eine Abnahme des C-Gehalts bei jedem Überschreiten einer

ehemaligen Schmelzbadgrenze sichtbar. Ein ähnliches Verhalten wurde von Zhao et al. [103] für den Werkstoff AISI 420 beschrieben.

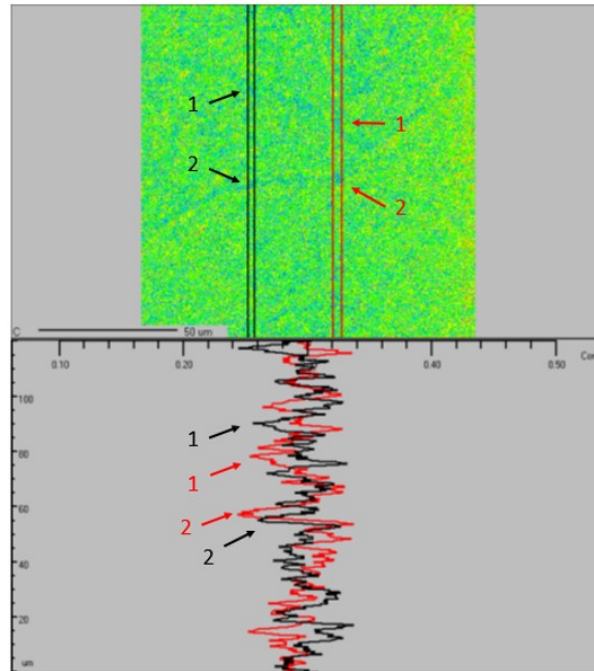


Abbildung 5-13: W6 – Mikrosondenuntersuchung der Parameterkombination 171, Linienscans des C-Mappings der Mikrosonde

In Abbildung 5-14 sind sechs stehend aufgebaute Zylinder mit den Durchmessern 5 mm, 7,5 mm, 10 mm, 12,5 mm, 15 mm und 20 mm und einer Bauhöhe von 50 mm dargestellt. Alle Zylinder wurden mit dem Parameterdatensatz 171 verbaut. In den Detailaufnahmen der 5 mm bzw. 7,5 mm und der 15 mm Proben ist zu erkennen, dass die Proben mit einem geringen Durchmesser keine Anlassfarben aufweisen. Ab einem Durchmesser von 10 mm ist leichte Anlassfarbenbildung zu erkennen, während diese ab den 12,5 mm-Proben deutlich ausgeprägt ist. Der Grund für die stärker werdende Anlassfarbenbildung liegt darin, dass durch die Verwendung eines einheitlichen Parameterdatensatz pro Volumenelement zwar derselbe Energieeintrag ins Pulverbett stattfindet, Proben mit einem größeren Durchmesser aber für eine längere Dauer belichtet werden, was in einer höheren Probestemperatur resultiert.

Die zylindrischen Proben wurden zur Härteanalyse halbiert und ein Härteprofil erstellt (siehe Abbildung 5-14). Es ist anzumerken, dass beim Baujob zur Zylinderstudie zusätzlich mehrere Proben mit einer Bauhöhe von 20 mm mitgebaut wurden.

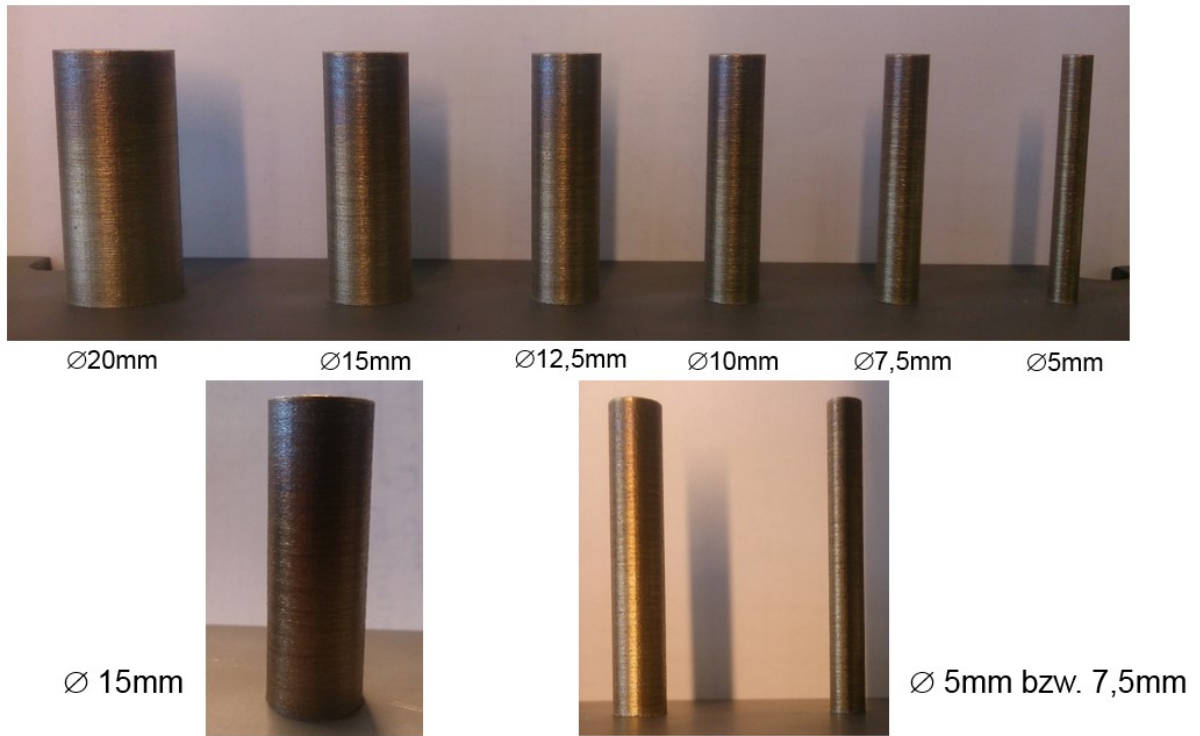


Abbildung 5-14: W6 – Zylinderstudie (Parameter 171)

Abbildung 5-15 zeigt die erhaltenen Härteprofile der zylindrischen Proben mit unterschiedlichen Probendurchmessern. Der erste Punkt der Härtemessung wurde 2 mm unterhalb der Deckschicht (letzte aufgetragene Schicht) gesetzt. Die weiteren Härtewerte wurden in einem Abstand von 2,5 mm ermittelt.

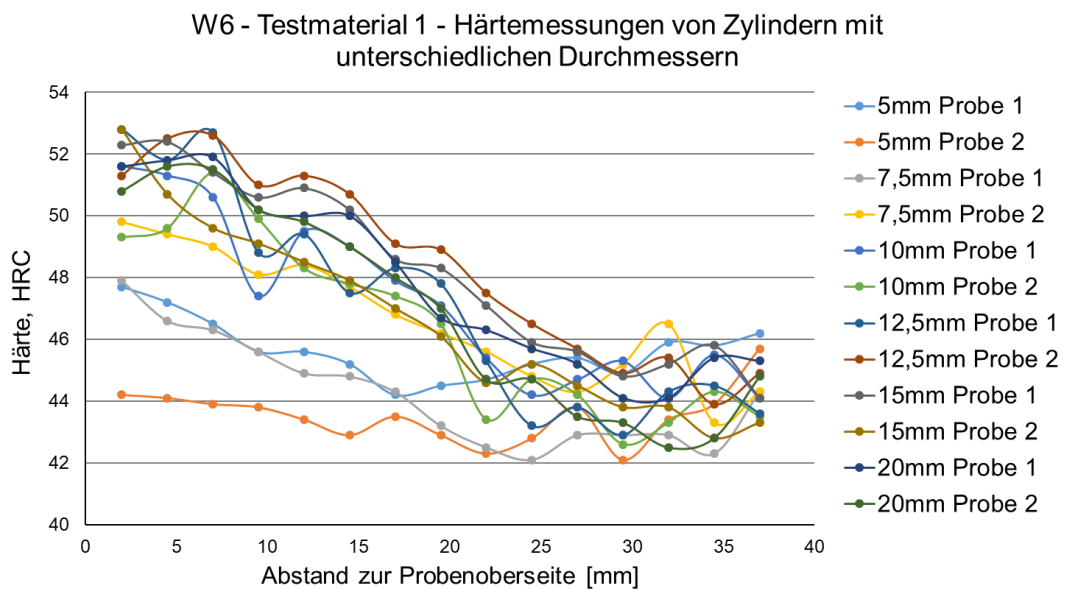


Abbildung 5-15: W6 – Testmaterial 1 – Härtemessungen der Zylinderstudie

Der Einfluss der zusätzlich mitgebauten Proben mit einer Bauhöhe von 20 mm zeigt sich im Diagramm der Härteverläufe als Knick im Bereich von 30mm Abstand zur Probenoberseite. Der Grund für den Anstieg der Härtewerte im unteren Bereich der Proben ist mit der Nähe zur Substratplattform zu begründen. Da der Substratplattformwerkstoff und die Probekörper eine bessere Wärmeleitung als das Pulverbett aufweisen, wird in der Nähe der Substratplatte die Wärme schneller abgeführt, als dies für Bauteilbereiche mit zunehmendem Abstand zur Grundplatte der Fall ist.

Die Analyse der Härteprofile zeigt, dass bei größer werdendem Probendurchmesser der Härteunterschied zwischen Probenoberseite (Top-Surface) und den substratplattformnahen Bereichen stark zunimmt. Schlanke Proben weisen somit einen geringeren Härtegradienten auf als dies bei größeren Durchmessern der Fall ist. Zur Untersuchung des großen Härtegradienten bei den Proben mit größer werdendem Durchmesser wurden drei weitere 20 mm-Zylinder (Bauhöhe: 50 mm) mit den Belichtungsparametern 172 (Zylinder 1) und 171 (Zylinder 2 und 3) aus Tabelle A6-5 (im Anhang) hergestellt und eine Restaustenitbestimmung durchgeführt. Im Unterschied zu Zylinder 2, bei dem jede Schicht standardmäßig nur einmal aufgeschmolzen wurde, wurde bei Zylinder 3 jede Schicht doppelt erschmolzen. Die in Tabelle 5-12 angeführten Restaustenitgehalte wurden in 5 mm und 45 mm Abstand zur Substratplattform ermittelt.

Tabelle 5-12: Restaustenitmessungen der Zylinderproben von Werkstoff W6

	Parameterdaten	Energieeintrag	H=5mm	H=45mm
Zylinder 1	172	112,74 J/mm ³	16,8% ±3,3	2,7% ±0,6
Zylinder 2	171	100,21 J/mm ³	13,1%±1,7	3,6%±0,5
Zylinder 3	171	100,21 J/mm ³	8,7%±1,0	<1,0%

H ... Abstand der Messstelle zur Substratplattform

In Substratplattformnähe stellen sich deutlich höhere Restaustenitgehalte als im oberen Probenbereich ein, was zu niedrigeren Härtewerten führt. Zylinder 1, welcher mit einem höheren Energieeintrag hergestellt wurde, weist den höchsten Restaustenitgehalt von 16,8 % auf. Bei Zylinder 3 wurde bedingt durch den zweiten Schmelzprozess und der damit verbundenen beschleunigten Abkühlung der bereits aufgebauten „Remelting-Schicht“ ein niedrigerer Restaustenitgehalt gemessen als bei Zylinder 2. In einem Abstand von 45 mm zur Substratplattform können nur geringe Anteile an Restaustenit festgestellt werden, was zu einem starken Härteanstieg bezogen auf die Probenhöhe führt. Dieses Verhalten führt bei der Erzeugung eines Bauteils, welches sich aus unterschiedlich voluminösen Bauteilbereichen zusammensetzt, zu stark unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften.

Die in Abbildung 5-16 gezeigten Probekörper dienen zur Bestimmung der UpSkin- und DownSkin-Parameterdaten. Die einzelnen „Finger“ weisen dabei Neigungswinkel von 35 ° bis 75 ° auf.

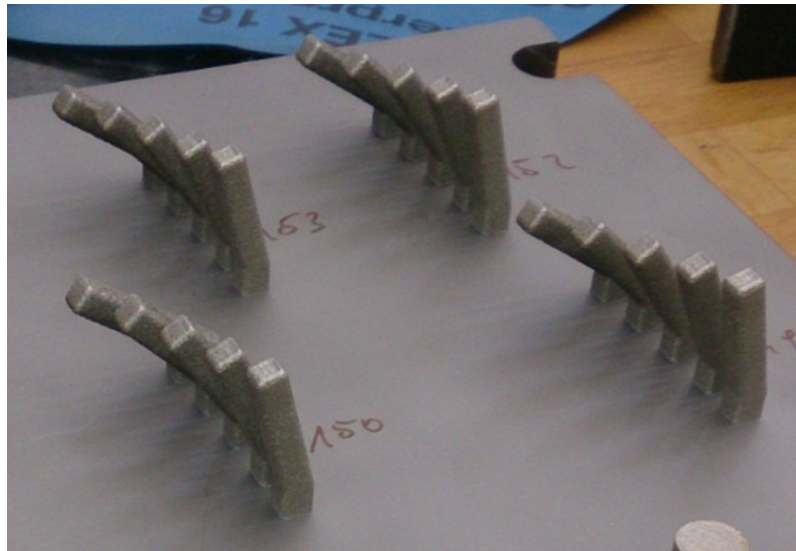


Abbildung 5-16: W6 – Probengeometrie zur Bestimmung der Rauwerte der UpSkin- und DownSkin-Flächen in Abhängigkeit vom Neigungswinkel (35°, 45°, 55°, 65°, 75°)

Die Rauwerte an der Ober- bzw. Unterseite der geneigten Probensegmente wurden mithilfe eines 3D-Oberflächenmessgeräts (Alicona Infinite Focus) gemessen. Die ermittelten Rauwerte sind bei allen getesteten Parameterkombinationen sehr ähnlich und werden für das Parameterdatenset 153 exemplarisch in Tabelle 5-13 aufgelistet.

Tabelle 5-13: W6 – Rauwerte der UpSkin- und DownSkin-Studien für Parameterdatenset 153 von Werkstoff W6

Neigungswinkel	UpSkin, R_a [μm]	DownSkin, R_a [μm]
75°	9,30	12,21
65°	11,56	20,90
55°	9,50	23,80
45°	10,60	26,50
35°	10,50	31,00

Während sich die Rauwerte an den UpSkin-Flächen kaum unterscheiden, steigt die Rauigkeit mit abnehmendem Neigungswinkel deutlich an. Der Grund liegt im steigenden Energieeintrag ins angrenzende Pulverbett, wenn der Neigungswinkel der Oberfläche abflacht. Dadurch haften sich kleinere Partikel an die Bauteiloberfläche an.

Bei Bauteilbereichen, welche auf Supportstrukturen aufgebaut werden, muss der vordefinierte DownSkin-Bereich aus einer ausreichend hohen Schichtanzahl bestehen, damit durch die

anschließende Belichtung mit den Füll-Parametern der darunterliegende Bereich nicht durchschmolzen wird und sich Löcher bilden. Die Ergebnisse der DownSkin-Studie sind in Abbildung 5-17 dargestellt.

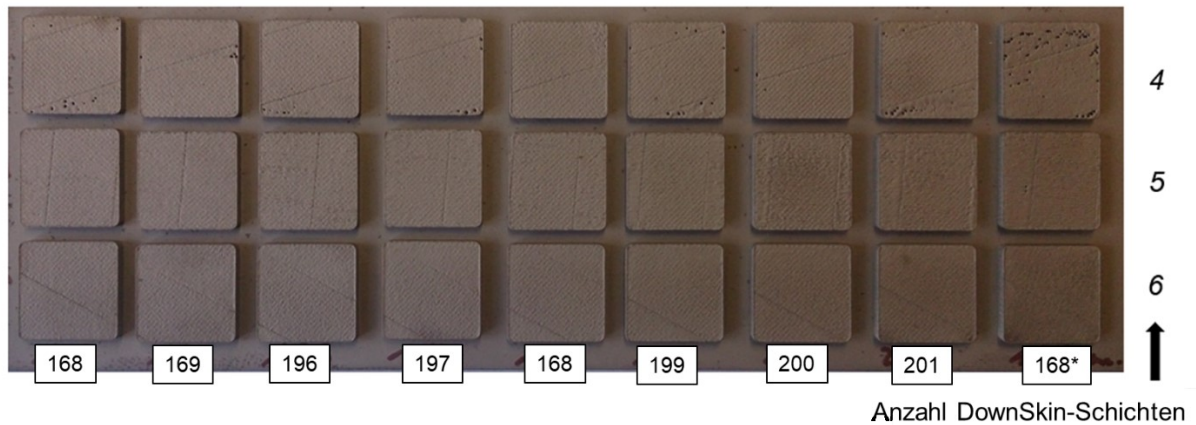


Abbildung 5-17: W6 - Probenplatte der DownSkin-Schichten-Studie für unterschiedliche Prozessparameterkombinationen und DownSkin-Bereich-Abmessungen (Schichtstärke: 40 μm , d.h. 4 = 160 μm , 5 = 200 μm und 6 = 240 μm)

Bei den untersuchten Prozessparametersätzen zeigen sich ab einer DownSkin-Bereichshöhe von 200 μm (fünf Schichten) keine Löcher über den auf Supportstrukturen aufgebauten Schichten.

Aufgrund der Unterschiede der chemischen Zusammensetzung von Testmaterial 1 zur Ziellegerung, wurden die Testmaterialien 2 und 3 von Hersteller 2 untersucht.

Testmaterial 2 und Testmaterial 3 (Hersteller 2):

Obwohl die Testmaterialien 2 und 3 von einem anderen Hersteller als Testmaterial 1 bezogen wurde, zeigte sich bei der Analyse der chemischen Zusammensetzung ein ähnliches Bild (siehe Tabelle 5-14). Trotz des höheren C-Gehalts des Pulvermaterials der neuen Testmaterialien, stellte sich in den gedruckten Proben ein ähnlicher C-Gehalt um 0,2 % ein. Beide Testmaterialien wurden aus demselben Einsatzmaterial hergestellt, aber zu unterschiedlichen Zeitpunkten verdüst. Durch die Messung des N-Gehalts im Einsatzmaterial und im verdüsten Pulver kann gezeigt werden, dass sich die Abnahme des N-Gehalts bereits während der Verdüstung des Pulvers einstellt. Durch die Verwendung von Argon als Schutzgas beim L-PBF Prozess, sinkt der N-Gehalt im gedruckten Probenmaterial tiefer ab, als dies bei dem Einsatz von Stickstoff als Schutzgas der Fall ist.

Die Ermittlung der Härtewerte zeigt aufgrund der niedrigeren Kohlenstoff- und Stickstoffgehalte eine Härte von maximal 44,5 HRc auf.

Tabelle 5-14: W6 – Testmaterial 2 und 3, chemische Analyse der Elemente C, N und O

Element	Pulver Testmaterial 2			L-PBF Testmaterial 2		L-PBF Testmaterial 3
	Einsatz- material	Verdüsung 1	Verdüsung 2	Parameter 75 (N)	Parameter 75 (Ar)	Parameter 47 (N)
C [%]	0,24	0,23	0,25	0,196	0,198	0,20
N [%]	0,122	0,039	0,039	0,042	0,033	0,047
O [%]	-	-	-	-	0,011	0,014

Für die Ermittlung der mechanisch-technologischen Kennwerte wurden dennoch Kerbschlagbiege- und Zugproben hergestellt. Für das Probenmaterial wurde folgende Wärmebehandlungsprozedur gewählt. Zuerst wurden die Proben für das Härten in einem Vakuumofen bei 1000 °C für 30 min durchgewärmt und in Wasser bis auf Raumtemperatur abgekühlt. Anschließend wurden bei 500 °C zwei Anlassbehandlungen für jeweils 2 h durchgeführt. Für eine zweite Untersuchung wurden die Proben zwischen dem Härten und Anlassen tiefgekühlt.

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfungen sind in Tabelle 5-15 dargestellt.

Tabelle 5-15: W6 – Kerbschlagbiegeprüfung Testmaterial 3 (TM3)

Probenbezeichnung	$\bar{x} A_v$ [J]
W6_KP_TM3_1000/500_1	36,1
W6_KP_TM3_1000/500_2	34,0
W6_KP_TM3_1000/500_3	35,6
W6_KP_TM3_1000/500_4	36,1
W6_KP_TM3_1000/500_5	33,8
\bar{x} W6_KP_TM3_1000/500 (x=5)	35,1
SD	1,0
W6_KP_TM3_1000/TK/500_1	40,3
W6_KP_TM3_1000/TK/500_2	51,0
W6_KP_TM3_1000/TK/500_3	40,1
W6_KP_TM3_1000/TK/500_4	48,4
W6_KP_TM3_1000/TK/500_5	40,9
\bar{x} W6_KP_TM3_1000/TK/500 (x=5)	44,1
SD	4,6

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Die mittels Zugprüfung ermittelten Materialkennwerte sind in Tabelle 5-16 aufgelistet.

Tabelle 5-16: W6 – Zugprüfung Testmaterial 3 (TM3)

Probenbezeichnung	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A _g [%]	A ₄₀ [%]																																		
W6_ZP_TM3_1000/500_1	1501	887	4,93	14,4																																		
W6_ZP_TM3_1000/500_2	1496	955	4,49	14,2																																		
W6_ZP_TM3_1000/500_3	1480	999	14,7	\bar{x} W6_ZP TM3_1000/500 (x=3)	1492	947	4,63	14,43	SD	9	46	0,21	1,04	W6_ZP_TM3_1000/TK/500_1	1409	1270	4,97	15,3	W6_ZP_TS3_1000/TK/500_2	1419	1267	5,19	15,3	W6_ZP_TS3_1000/TK/500_3	1412	1260	5,05	15,5	\bar{x} W6_ZP TM3_1000/500 (x=3)	1413	1266	5,07	15,37	SD	4,2	4,2	0,09	0,09
\bar{x} W6_ZP TM3_1000/500 (x=3)	1492	947	4,63	14,43																																		
SD	9	46	0,21	1,04																																		
W6_ZP_TM3_1000/TK/500_1	1409	1270	4,97	15,3																																		
W6_ZP_TS3_1000/TK/500_2	1419	1267	5,19	15,3																																		
W6_ZP_TS3_1000/TK/500_3	1412	1260	5,05	15,5																																		
\bar{x} W6_ZP TM3_1000/500 (x=3)	1413	1266	5,07	15,37																																		
SD	4,2	4,2	0,09	0,09																																		

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Die tiefgekühlten Proben zeigen bei niedrigeren R_m-Werten höhere R_{p0,2}-, A_g- und A₄₀-Werte.

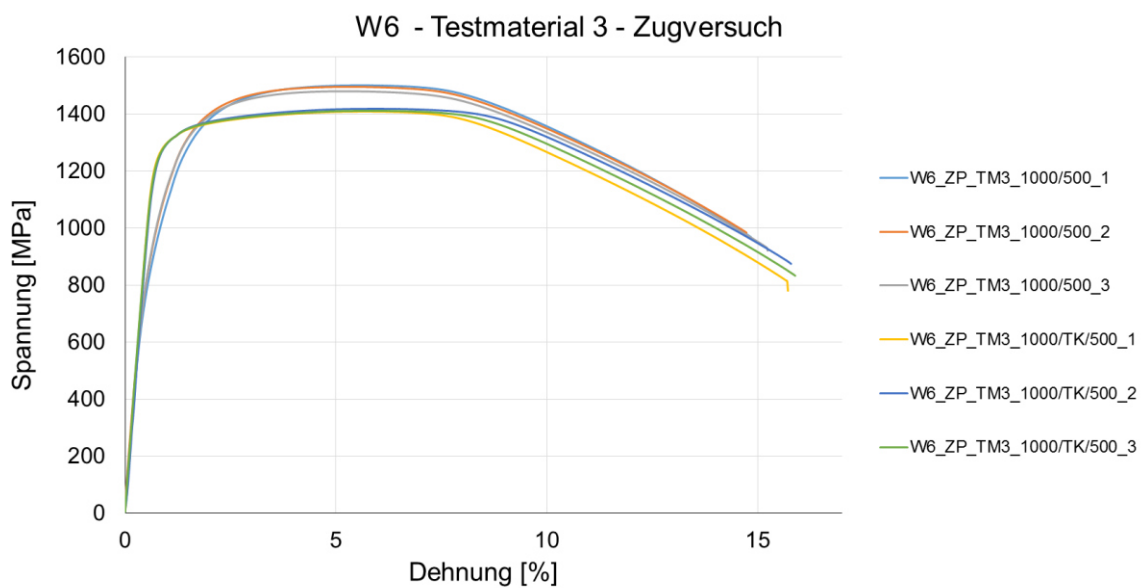


Abbildung 5-18: W6 – Spannungs-Dehnungs-Diagramm für Testmaterial 3

Die ermittelten Kennwerte zeigen wie schon zuvor beobachtet sehr niedrige Streuungen.

5.1.7 Werkstoff W7 – Duplex-Stahl 1.4501 (X2CrNiMoCuWN25-7-4)

Für den Werkstoff W7 wurden im lösungsgeglühten Zustand Kerbschlagbiege- und Zugprüfungen durchgeführt. In Abbildung 5-19 ist das Gefüge einer Kerbschlagbiegeprobe

nach einer Ätzung mit HCl gezeigt. Das typische Duplex-Gefüge kann auch bei additiv gefertigten Proben beobachtet werden.

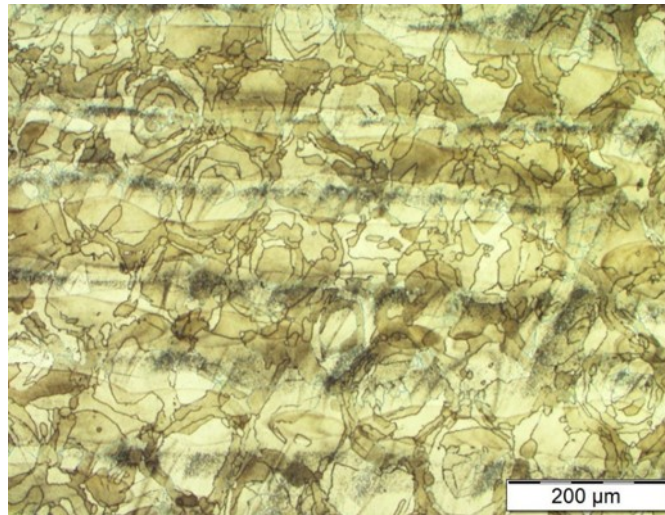


Abbildung 5-19: W7 – Metallografische Ätzung (HCl)

Die Messungen der Kerbschlagbiegeprüfung wurden an fünf Einzelproben durchgeführt (siehe Tabelle 5-17).

Tabelle 5-17: W7 – Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung

Probenbezeichnung	A_v [J]
W7_KP_1	213,5
W7_KP_2	230,2
W7_KP_3	213,3
W7_KP_4	212,6
W7_KP_5	218,6
\bar{x} W7_KP (x=5)	217,6
SD	6,1

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Die Messwerte zeigen ein für diesen Werkstoff typisches Zähigkeitsverhalten wobei die Messwerte eine sehr niedrige Streuung aufweisen.

Für die Durchführung des Zugversuchs wurden sechs Normzugproben gefertigt. In Abbildung 5-20 sind die Spannungs-Dehnungskurven der Einzelproben dargestellt.

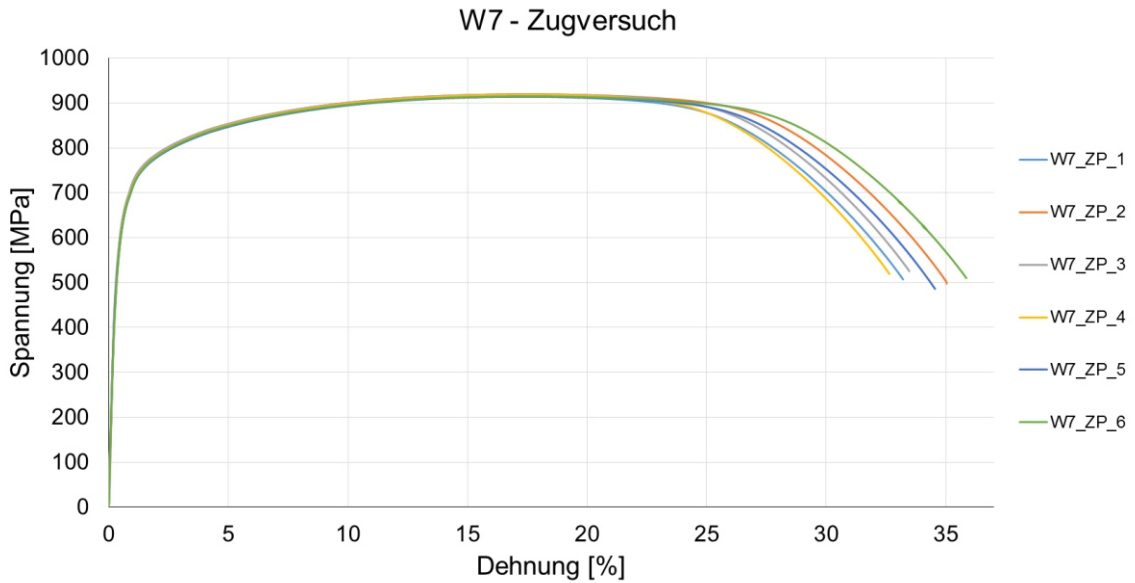


Abbildung 5-20: W7 – Spannungs-Dehnungs-Diagramme

Die ermittelten mechanischen Kennwerte sind in Tabelle 5-18 aufgelistet. Sie liegen auf einem für diesen Werkstoff typischen Niveau.

Tabelle 5-18: W7 – Messergebnisse der Zugprüfung

Probenbezeichnung	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_g [%]	A_{40} [%]
W7_ZP_1	914	614	16,74	32,9
W7_ZP_2	919	620	17,17	34,8
W7_ZP_3	919	619	16,74	33,2
W7_ZP_4	918	616	16,84	32,4
W7_ZP_5	914	613	17,00	34,3
W7_ZP_6	915	622	16,73	35,6
\bar{x} W7_ZP (x=6)	917	617	16,87	33,9
SD	2,1	3,0	0,15	1,04

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Da sich dieser Werkstoff durch eine ausgesprochen gute Korrosionsbeständigkeit auszeichnet, wurde eine Untersuchung des Korrosionsverhaltens durchgeführt. In Abbildung 5-21 ist die Stromdichte-Potential-Kurve der untersuchten Proben in künstlichem Meerwasser ($T=60^\circ\text{C}$) dargestellt.

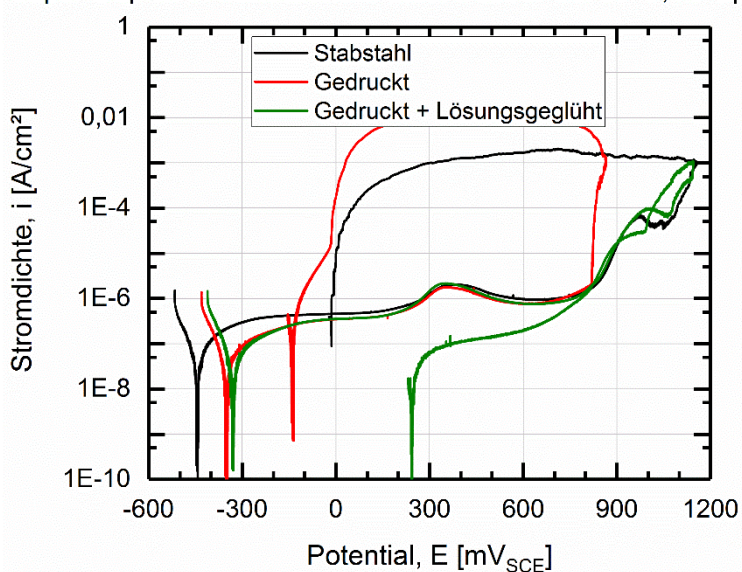
Super-Duplex in **künstlichem Meerwasser** bei **60°C**, Ar-Spülung

Abbildung 5-21: W7 – Stromdichte-Potential-Kurve der Korrosionsuntersuchung für gedruckte und konventionell gefertigtes Probenmaterial

Stabmaterial und gedrucktes Material zeigen ein ähnliches Korrosionsverhalten, wobei das gedruckte Material zusätzlich kein Pitting zeigt.

Für den Werkstoff W7 wurden die wichtigsten chemischen Elemente des Pulvers im Neuzustand und nach dem Gebrauch sowie im gedruckten Bauteil bestimmt (siehe Tabelle 5-19).

Tabelle 5-19: W7 – Chemische Analyse der Elemente C, N, O, Cr und Ni

Element	Pulver neu	Pulver gebraucht	L-PBF (N)
C [%]	0,023	-	0,018
N [%]	0,31	0,32	0,262
O [%]	0,0092	0,035	0,033
Cr [%]	25,20	-	25,00
Ni [%]	6,80	-	6,90

Der charakteristisch hohe Stickstoffgehalt nimmt in den gedruckten Proben etwas ab.

5.1.8 Werkstoff W8 – Nickelbasis-Legierung 2.4668 (Inconel Alloy 718)

Nach den Parameterstudien wurden an den Proben von W8 zwei unterschiedliche Wärmebehandlungen mit Auslagerungstemperaturen unterhalb und oberhalb von 1000 °C durchgeführt. In Tabelle 5-20 sind die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung für Werkstoff W8 angeführt.

Tabelle 5-20: W8 – Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung

Probenbezeichnung	A_v [J]
W8_KP_Serie 1 <1000°C_1	21,2
W8_KP_Serie 1 <1000°C_2	22,1
W8_KP_Serie 1 <1000°C_3	21,8
W8_KP_Serie 1 <1000°C_4	21,4
W8_KP_Serie 1 <1000°C_5	22,1
\bar{x} W8_KP_Serie 1 <1000°C (x=5)	21,7
SD	0,3
W8_KP_Serie 2 >1000°C_1	38,1
W8_KP_Serie 2 >1000°C_2	39,6
W8_KP_Serie 2 >1000°C_3	38,3
W8_KP_Serie 2 >1000°C_4	39,1
W8_KP_Serie 2 >1000°C_5	38,0
\bar{x} W8_KP_Serie 2 >1000°C (x=5)	38,6
SD	0,6

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Eine hohe Anlasstemperatur bewirkt eine Verdopplung der verbrauchten Schlagarbeit. Die Zugprüfung wurde ebenfalls für beide Anlasstemperaturen durchgeführt. Die Spannungs-Dehnungskurven sind in Abbildung 5-22 (für <1000 °C) und in Abbildung 5-23 (für >1000 °C) dargestellt.

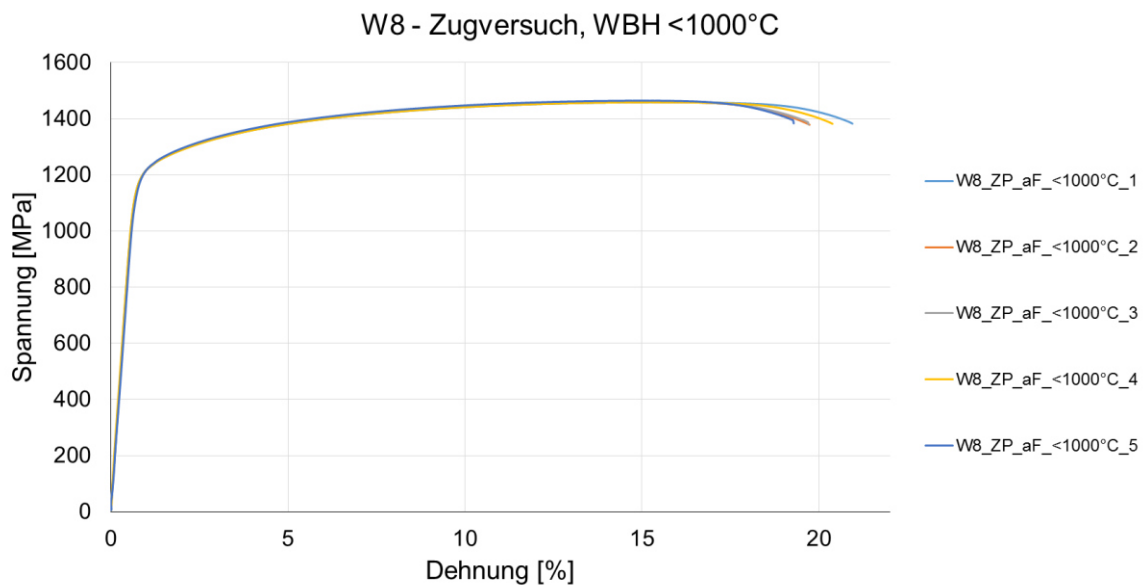


Abbildung 5-22: W8 – Spannungs-Dehnungs-Diagramme für die WBH mit Anlassen unter 1000°C

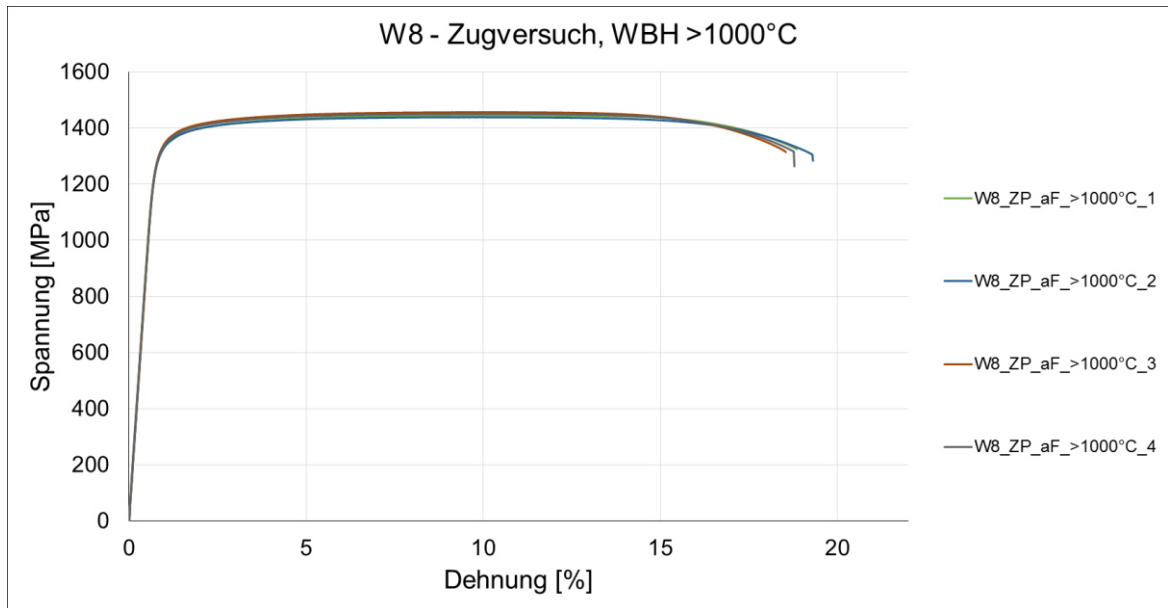


Abbildung 5-23: W8 - Spannungs-Dehnungs-Diagramme für die WBH mit Anlassen über 1000°C

Die abgebildeten Kurven der Zugprüfungen zeigen wie ähnlich sich die Messwerte der Einzelversuche wiederholen. In Tabelle 5-21 sind die Ergebnisse der Zugprüfung tabellarisch erfasst.

Tabelle 5-21: W8 – Ergebnisse der Zugprüfung bei zwei unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Probenbezeichnung	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A _g [%]	A ₄₀ [%]
W8_ZP_aF_<1000°C_1	1459	1193	14,86	20,2
W8_ZP_aF_<1000°C_2	1460	1186	14,36	19,0
W8_ZP_aF_<1000°C_3	1459	1190	14,24	18,9
W8_ZP_aF_<1000°C_4	1459	1183	14,62	19,7
W8_ZP_aF_<1000°C_5	1464	1190	14,20	18,5
\bar{x} W8_ZP_aF_<1000°C (x=5)	1460	1189	14,46	19,3
SD	1,8	3,2	0,23	0,56
W8_ZP_aF_>1000°C_1	1445	1312	9,79	18,1
W8_ZP_aF_>1000°C_2	1439	1309	8,95	18,6
W8_ZP_aF_>1000°C_3	1457	1325	9,40	17,8
W8_ZP_aF_>1000°C_4	1451	1321	9,28	18,1
\bar{x} W8_ZP_aF_>1000°C (x=4)	1448	1317	9,35	18,2
SD	6,0	5,8	0,27	0,26

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Die Untersuchungen zeigen auch, dass die mechanischen Kennwerte bei ähnlichen R_m -Werten in einem weiten Bereich von $R_{p0,2}$, A_g und A_{40} eingestellt werden können.

5.1.9 Werkstoff W9 – Vergütungsstahl 1.7734 (14CrMoV6-9)

Von Werkstoff W9 war nur eine limitierte Probenmenge zur Durchführung von Parameterstudien vorhanden. Bei der metallographischen Auswertung der eingebetteten zylindrischen Proben konnte bezüglich des Porenvolumens kein nennenswerter Unterschied festgestellt werden. Es wurden nur vereinzelt kleine Poren gefunden. Bei einem Vergleich des geätzten Gefügeaufbaus der Proben mit dem niedrigsten (siehe Abbildung 5-24) und dem höchsten Energieeintrag (siehe Abbildung 5-25) dieser Testserie kann festgestellt werden, dass die Schmelzbadtiefe mit steigendem Energieeintrag zunimmt (siehe Schichthöhe der Deckschicht). Darüber hinaus sind die Einzelschichten nicht so eindeutig voneinander unterscheidbar, wie dies bei niedrigem Energieeintrag der Fall ist.

Die Menge an Pulverwerkstoff reichte lediglich für eine Parameterstudie, weshalb keine Probekörper für die Ermittlung der mechanisch-technologischen Kennwerte gefertigt wurden. Die ausgezeichnete Schweißbarkeit dieses Werkstoffs kann im L-PBF Prozess bestätigt werden.

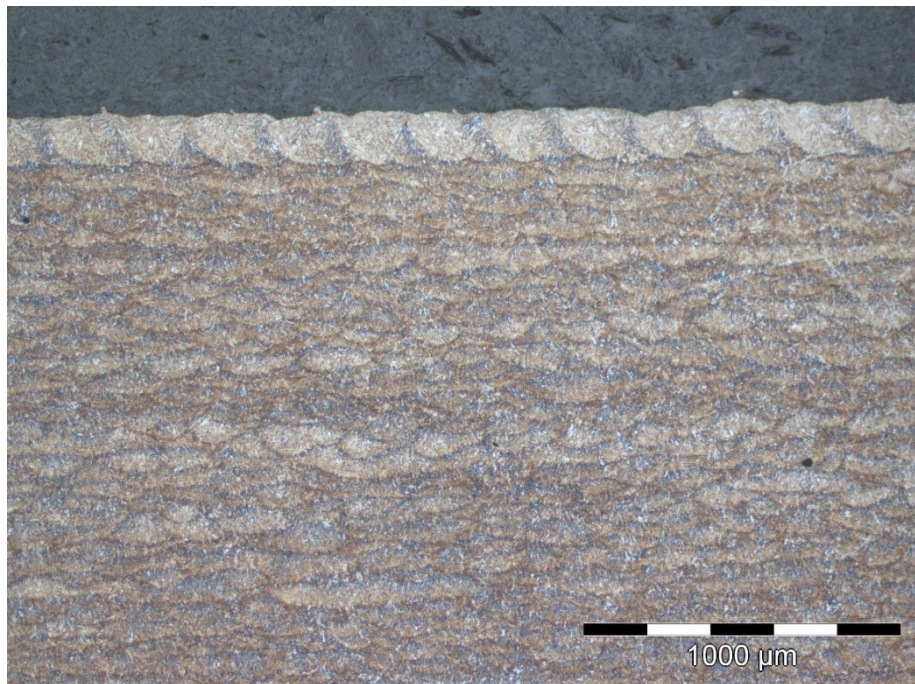


Abbildung 5-24: W9 – niedriger Energieeintrag - Parameter 26 ($E_{vol}=73,05J/mm^3$)

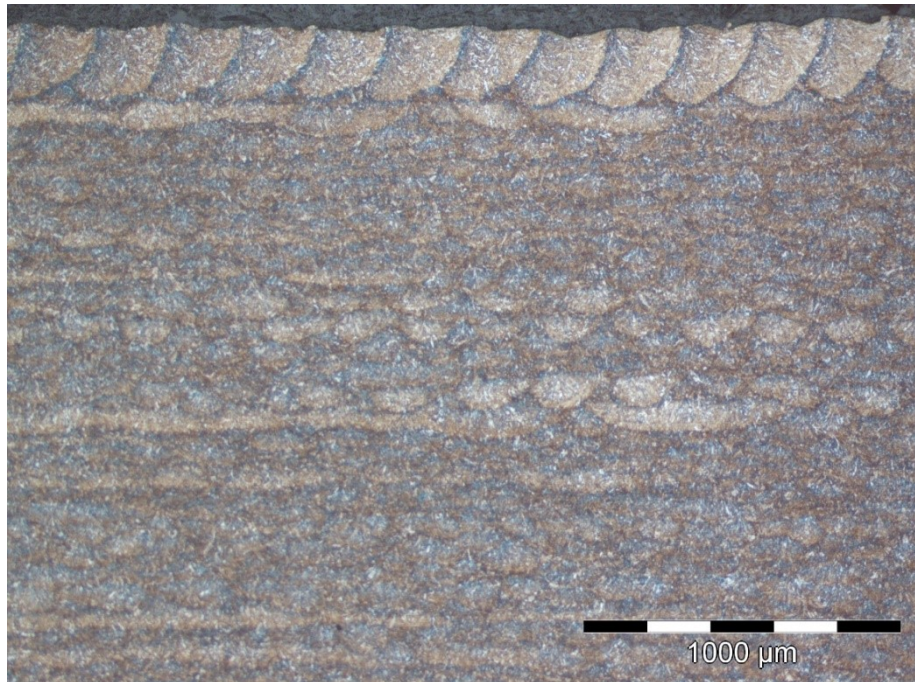


Abbildung 5-25: W9 – hoher Energieeintrag - Parameter 12 ($E_{vol}=101,01J/mm^3$)

5.1.10 Werkstoff W10 – Martensitischer Stahl 1.4542 (X5CrNiCuNb16-4)

Für die Herstellung der Kerbschlagbiegeproben und Zugproben wurden die Probekörper der Baujobstudien zur Pulvercharakterisierung verwendet (siehe Abbildung 4-3). Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung sind in Tabelle 5-22 aufgelistet.

Tabelle 5-22: W10 – Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung der Baujobs W10_2 bis W10_6

	Position 1	Position 2	Position 3	Position 4	\bar{x}
Baujob W10_2	33,0	34,7	30,4	30,0	$(x=8)$
	27,9	32,9	20,6	11,5	27,6
Baujob W10_3	28,8	32,1	34,0	31,5	$(x=8)$
	32,2	32,1	12,0	31,7	29,3
Baujob W10_4	35,4	30,9	30,8	30,5	$(x=8)$
	26,8	29,3	31,3	26,7	30,2
Baujob W10_5	26,7	29,2	18,0	28,5	$(x=8)$
	31,8	34,5	23,9	29,8	27,8
Baujob W10_6	26,0	29,3	31,7	29,6	$(x=8)$
	23,8	27,6	27,1	33,3	28,6

\bar{x} ... Mittelwert

Die Bauposition übt auf die ermittelten Ergebnisse keinen Einfluss aus. Darüber hinaus kann keine Veränderung im Zähigkeitsverhalten durch mehrmalige Wiederverwendung beobachtet werden. In Tabelle 5-23 sind die Ergebnisse der Zugprüfungen der Proben der Baujobs aufgelistet. Auch hier sind keine Verschlechterungen der Kennwerte durch die Recyclingprozesse zu erkennen.

Tabelle 5-23: W10 – Ergebnisse der Zugprüfung der Baujobs W10_2 bis W10_6

Job-Nr.		R _m [Mpa]	R _{p0.2} [Mpa]	A ₃₀ [%]
W10_2	\bar{x} (x=8)	1423	1299	13,1
	SD	14,2	18,3	0,6
W10_3	\bar{x} (x=8)	1422,4	1288,3	13,4
	SD	11,3	7,4	0,5
W10_4	\bar{x} (x=8)	1411,3	1279,3	13,0
	SD	5,5	18,3	1,0
W10_5	\bar{x} (x=8)	1416,8	1308,0	13,7
	SD	9,5	20,6	0,5
W10_6	\bar{x} (x=8)	1407,6	1278,3	13,8
	SD	19,3	24,2	0,9

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

5.1.11 Werkstoff W11 – Weichmartensitischer Stahl 1.4317 (GX4CrNi13-4)

Für die Untersuchung des Gefüges der Proben wurde ein Ätzmittel bestehend aus Ethanol, Salzsäure und Pikrinsäure verwendet (siehe Tabelle 3-13). Bei der Analyse der „as-built“-Proben ist aufgefallen, dass das bei anderen Werkstoffen deutlich zu erkennende „Schweißraupengefüge“ bei dieser Legierung nicht auftritt (siehe Abbildung 5-26). Lediglich bei der letzten Schicht lässt sich anhand einer geringfügig dunkleren Verfärbung die Schmelzbadtiefe bzw. die Wärmeeinflusszone bestimmen.

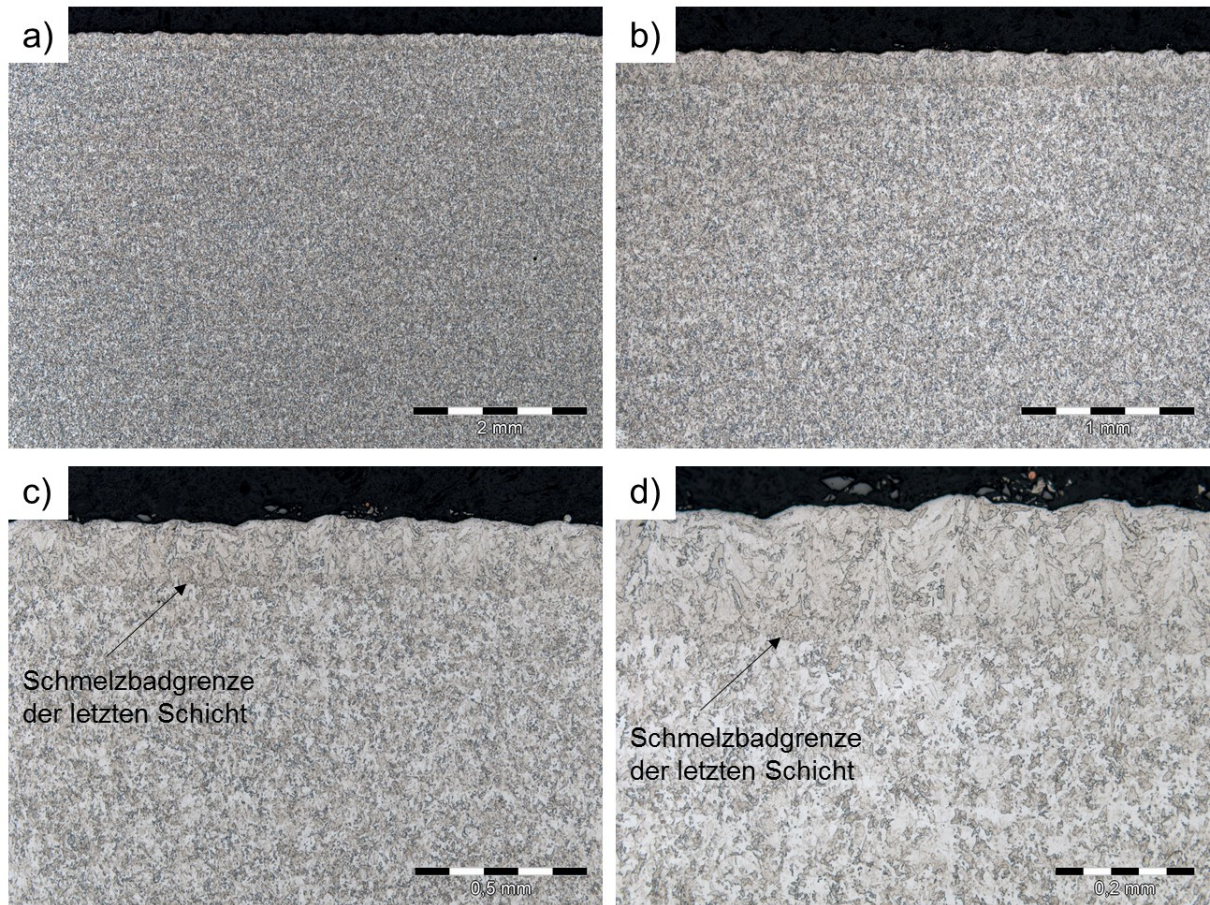


Abbildung 5-26: W11 – Ansicht geätzter metallographischer Schlitte bei verschiedenen Vergrößerungen (a: x25, b: x50, c: x100, d: x200)

Nach dem Abtrennen der Probekörper von der Substratplattform wurden Wärmebehandlungsstudien durchgeführt. Die Standardwärmebehandlung sieht Lösungsglühen und zwei Anlassbehandlungen vor. Für den Lösungsglühprozess (LG) wird bei 1050 °C für die Dauer von 3 h geglüht und anschließend abgeschreckt. Für die WBH-Studien wurde nach dem Lösungsglühen an Luft bzw. in Wasser abgeschreckt. Die Anlassbehandlungen erfolgen bei 650 °C (A 1) und anschließend bei 600 °C (A 2) für 3 h, wobei nach jedem Anlassen wieder mit Luft bzw. mit Wasser abgekühlt wurde. Tabelle 5-24 zeigt eine Übersicht über die durchgeführten Wärmebehandlungen und die damit einhergehende Härteentwicklung. Das Probematerial, bestehend aus gedruckten Hartwürfeln (Bezeichnung: Würfel) bzw. den Abschnitten der Proben der Zugprüfung (Bezeichnung: Zugprobe), wurde im „as-built“-Zustand und nach jeder Wärmebehandlungsprozedur auf die jeweilige Härte untersucht (\bar{x} ($x=15$), siehe Tabelle 5-24).

Tabelle 5-24: W11 – Wärmebehandlungsstudie mit Härtewerten

Probenbezeichnung	Probenmaterial	\bar{x} [HV5] (x=15)	\bar{x} [HRc] (x=15)
„as-built“	Würfel	275	26,4
„as-built“	Zugprobe	278	26,6
LG - Luft	Zugprobe	284	27,7
LG - Wasser	Zugprobe	272	25,9
LG - Luft, A 1 - Luft	Würfel	246	21,3
LG - Luft, A 1 - Luft	Zugprobe	243	20,8
LG - Wasser, A 1 - Wasser	Zugprobe	241	20,3
LG - Luft, A 1 + A 2 - Luft	Würfel	235	<20,3
LG - Luft, A 1 + A 2 - Luft	Zugprobe	235	<20,3
LG - Wasser, A 1 + A 2 - Wasser	Zugprobe	234	<20,3

\bar{x} ... Mittelwert

Tabelle 5-24 ist zu entnehmen, dass durch eine angepasste Wärmebehandlung für diese Legierung charakteristisch niedrige Härtewerte einzustellen sind. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung sind in Tabelle 5-25 dargestellt. Da sich dieser Werkstoff durch eine ausgesprochen hohe Zähigkeit auch bei niedrigen Temperaturen auszeichnet, wurden die Untersuchungen bei Raumtemperatur (RT), 0 °C und -40 °C durchgeführt. Die Prüfung erfolgte an jeweils vier luft- und wasserabgeschreckten Kerbschlagbiegeproben.

Tabelle 5-25: W11 – Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung

Temperatur	Luft	Wasser	Temperatur	Luft	Wasser	Temperatur	Luft	Wasser
RT	177,2	195,0	0°C	166,0	175,2	-40°C	154,5	184,4
	184,5	188,9		177,5	178,1		154,3	179,7
A_v [J]	182,8	193,7	A_v [J]	161,4	181,5	A_v [J]	159,5	163,1
	170,3	184,4		161,7	176,5		161,5	160,2
\bar{x} (x=4)	178,7	190,5	\bar{x} (x=4)	166,7	177,8	\bar{x} (x=4)	157,5	171,9
SD	5,6	4,2	SD	6,5	2,4	SD	3,1	10,4

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfungen bestätigen die hohe Zähigkeit, die diesen Werkstoff im Allgemeinen auszeichnet. In Abbildung 5-27 sind die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung in einem Balkendiagramm dargestellt. Die mit Wasser abgeschreckten Proben zeigen bei jeder Prüftemperatur eine höhere Zähigkeit als die an Luft abgekühlten Proben.

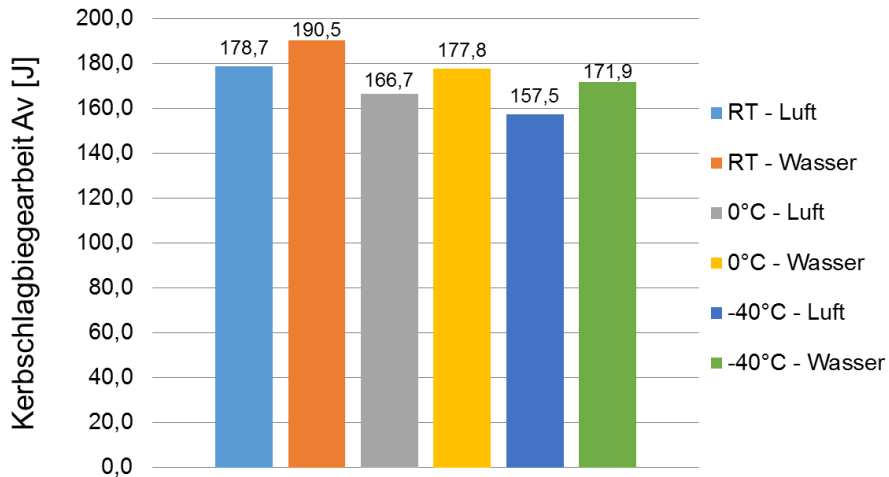


Abbildung 5-27: W11 – Balkendiagramm der Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung

Die Zugprüfung setzt sich ebenfalls aus zwei Serien zusammen. In Serie 1 wurde luftgekühltes und in Serie 2 wasserabgeschrecktes Probenmaterial verwendet. In Tabelle 5-26 sind die ermittelten Kennwerte zusammengefasst.

Tabelle 5-26: W11 – Ergebnisse der Zugprüfung bei zwei unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Probenbezeichnung	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A _g [%]
W11_ZP_Luft, \bar{x} (x=15)	718	569	10,04
SD	2,3	11,5	0,22
W11_ZP_Wasser, \bar{x} (x=17,)	700	554	9,06
SD	3,2	5,2	0,19

SD ... Standardabweichung, \bar{x} ... Mittelwert

Die Ergebnisse der mechanischen Untersuchungen liefern vergleichbare Ergebnisse wie sie von herkömmlich hergestelltem Material erbracht werden. An dieser Stelle sei wiederum auf die sehr geringen Standardabweichungen der Einzelmessungen zu verweisen.

5.2 Pulvercharakterisierung – Standarduntersuchungen und Rheologie

5.2.1 W10 – Baujobs und Vergleichspulver W11 (1.4317, Hersteller 2)

5.2.1.1 Partikelgrößenverteilung, Fließdauer, Schüttdichte

Abbildung 5-28 zeigt die Verteilungsdichte der Proben der Baujobpulver sowie des Vergleichspulvers W11. In Abbildung 5-29 sind die dazugehörigen Verteilungssummen der Partikeldurchmesser aufgetragen.

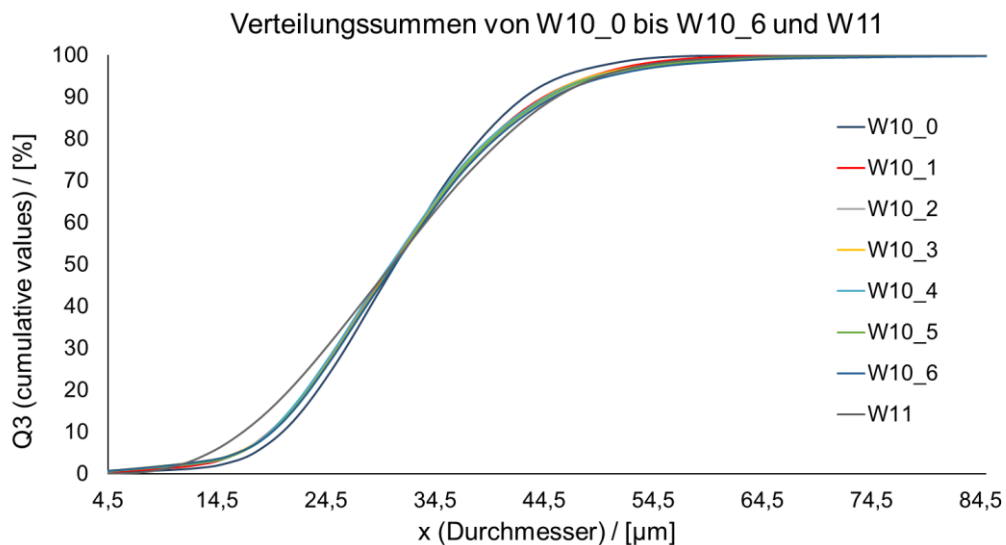


Abbildung 5-28: Verteilungsdichten der Pulverproben W10_0 bis W10_6 und W11

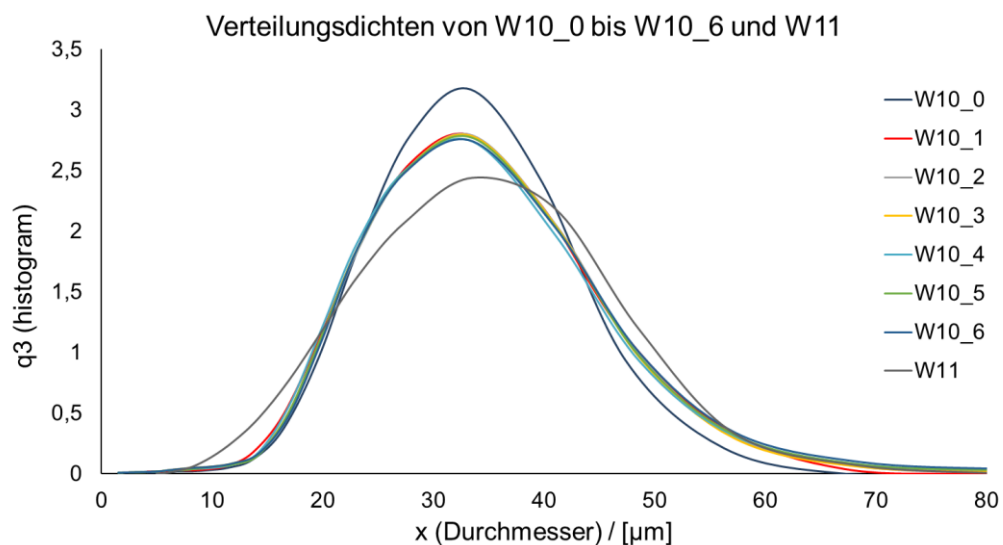


Abbildung 5-29: Verteilungssummen der Pulverproben W10_0 bis W10_6 und W11

Eine Analyse der Messergebnisse zeigt, dass sich durch die erste Verwendung und Aufbereitung des Pulvers (Messkurve W10_1) eine Veränderung der Partikelgrößenverteilung

in Bezug auf neues Pulver (W10_0) einstellt. Bei weiterer Verwendung bleibt die Partikelgrößenverteilung annähernd konstant. In Abbildung 5-30 ist der Unterschied von neuem (W10_0) und einmal aufbereitetem Pulver (W10_1) im Detail dargestellt. Aufgrund des limitierten unteren Auflösungsvermögens des Sympatec Helos Laserbeugungssensors (Linse R1/R2) von 10 µm können Partikelgrößenunterschiede unterhalb des Grenzwertes nicht aufgelöst werden.

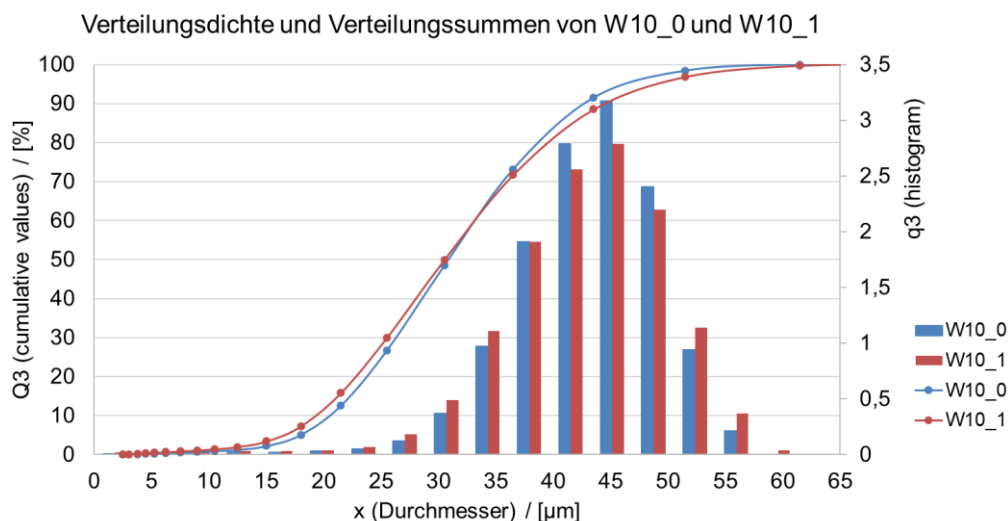


Abbildung 5-30: Verteilungsdichte und -summen der Pulverproben W10_0 und W10_1

Die ermittelten Häufigkeiten von Partikeln im Größenbereich von 40-50 µm des Pulvers im Neuzustand sinken durch eine einmalige Verwendung zugunsten feinerer und größerer Partikel. Die größeren Partikeln sind durch das Auftreten von Schweißspritzern und agglomerierten Pulverpartikeln zu erklären. Da für den Aufbereitungsschritt des Siebens eine Maschenweite von 63µm verwendet wurde, gelangen gröbere Partikel in den Prozesskreislauf. Die geringe Zunahme an feinen Partikeln stammt von feinen Schweißspritzern und durch das Ablösen kleiner Satelliten durch den intensiven Kontakt der Pulverpartikel beim Siebvorgang. Die gewonnenen Partikelgrößenkennzahlen (Tabelle 5-27) zeigen, dass sich die Abweichungen der Partikelgrößenverteilungen in einem sehr engen Bereich bewegen.

Tabelle 5-27: Partikelgrößenkennzahlen der Pulvercharakterisierungsbaujobs des Pulvers W10 und von W11

	W10_0	W10_1	W10_2	W10_3	W10_4	W10_5	W10_6	W11
d ₁₀ [µm]	20,49	19,03	19,27	19,25	19,17	19,18	19,41	16,83
d ₅₀ [µm]	31,31	30,48	30,68	30,63	30,38	30,68	30,93	30,56
d ₉₀ [µm]	44,92	45,05	45,20	44,84	44,71	45,20	45,60	45,86

Das Vergleichspulver W11 weist einen deutlich höheren Feinanteil als das Pulver W10 auf. Die Werte für d_{50} und d_{90} entsprechen der Proben von W10.

Die limitierende Aussagekraft der Partikelgrößenverteilung auf das Fließverhalten eines Metallpulvers wird ersichtlich, wenn die Ergebnisse der Hall Flow Tests zur Ermittlung der Fließdauer (siehe Tabelle 5-28) mit einbezogen werden. Zur Bestimmung wurden jeweils drei Einzelmessungen analysiert.

Tabelle 5-28: Fließdauern (Hall Flow) der Pulverproben von W10 und W11

	Fließdauer [s]	Fließdauer [s]	Fließdauer [s]	\bar{x} (x=3)
W10_0 (neues Pulver)	n.m.	n.m.	n.m.	n.m.
W10_1	n.m.	n.m.	n.m.	n.m.
W10_2	n.m.	n.m.	n.m.	n.m.
W10_3	26,35	26,57	26,53	26,48
W10_4	26,28	26,85	26,25	26,46
W10_5	26,22	26,12	26,25	26,20
W10_6	25,59	25,10	25,66	25,45
W11	n.m.	n.m.	n.m.	n.m.

n.m. ... nicht messbar

Die Pulverproben W10_0, W10_1, W10_2 und W11 zeigen kein für den Ablauf des Versuchs ausreichendes Fließverhalten. Auch durch einmaliges Klopfen am Versuchstrichter stellt sich keine Entleerung ein. Die restlichen Proben zeigen ein selbstfließendes Verhalten, wobei eine Tendenz zu einer kürzeren Entleerungsdauer durch mehrmaliges Aufbereiten zu erkennen ist. Aus der Betrachtung der Partikelgrößenverteilung ist nicht ersichtlich, weshalb sich ab der Probe W10_3 eine bessere Fließfähigkeit ergibt. Bedingt durch den sehr hohen Feinanteil des Vergleichspulvers W11 zeigt dieses Pulver keine selbstfließenden Eigenschaften.

Zur Bestimmung der Schüttdichte (Hall Flowmeter) wurden für jedes Material drei Messungen durchgeführt (siehe Tabelle 5-29). Bei nicht selbstfließenden Proben wurde das Ausfließen des Pulvers durch leichtes Rühren mit einem Kunststoffstab ($\varnothing 1\text{mm}$) im Bereich der Ausfließöffnung herbeigeführt.

Tabelle 5-29: Schüttdichten (Hall Flow) der Pulverproben von W10 und W11

	ρ_{Sch} [g/cm ³]	ρ_{Sch} [g/cm ³]	ρ_{Sch} [g/cm ³]	\bar{x} (x=3)
W10_0 (neues Pulver)	3,576	3,588	3,568	3,577
W10_1	3,652	3,656	3,644	3,651
W10_2	3,708	3,692	3,708	3,703
W10_3	3,768	3,764	3,780	3,771
W10_4	3,800	3,792	3,820	3,804
W10_5	3,816	3,800	3,808	3,808
W10_6	3,844	3,832	3,852	3,843
W11	4,16	4,18	4,15	4,17

Die ermittelten Schüttdichten zeigen eine Zunahme durch mehrmalige Verwendung und Aufbereitung. Beim Vergleichspulver W11 kann durch den erhöhten Feinanteil der Lückenraum zwischen den größeren Partikeln besser aufgefüllt und eine höhere Schüttdichte erreicht werden.

5.2.1.2 Rheometeruntersuchungen - Baujobs von W10 und W11

Lufthaltevermögen (Deaeration): W10 - Baujobs und W11

Abbildung 5-31 zeigt das Deaeration-Verhalten der Pulverproben der Baujobs von W10 und des Vergleichspulvers W11 als Ergebnis der Probenvorbereitung für die Pressure Drop Methode.

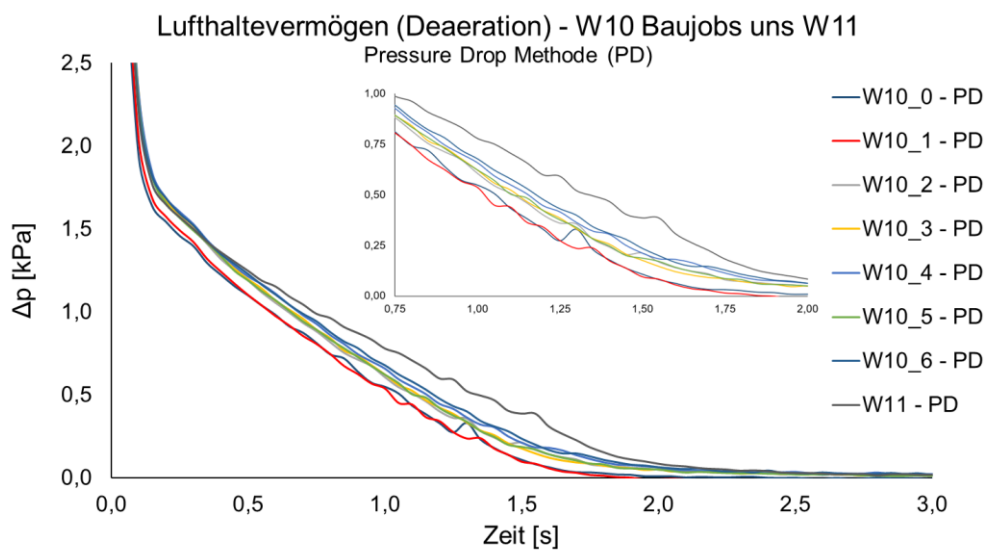


Abbildung 5-31: Lufthaltevermögen (Deaeration) – W10 Baujobs und W11 ermittelt anhand der Pressure Drop Methode (PD)

Der Vergleich der W10-Pulverproben mit dem Vergleichspulver W11 zeigt einen deutlich späteren Beginn des Absetzens des Pulvers (Beginn des Abflachens der Druckdifferenz innerhalb der Messzelle). Innerhalb der W10-Messreihe ist eine Verzögerung des Beginns des Absetzens durch die Verwendung im L-PF Prozess und den nachgeschalteten Siebvorgang zu beobachten. Der Zeitpunkt, an dem es zum vollständigen Entweichen der Luft kommt, ist bei allen Proben mit ca. 3 s sehr ähnlich. Die Analyse zeigt, dass es bei einem Metallpulver mit erhöhtem Feinanteil zu einem verzögerten Absetzen der feinen Partikel kommt. Dies wird in der Messzelle auch durch eine Entmischung in Form einer Ablagerung feiner Partikel auf der Probenoberfläche sichtbar. Für den Beschichtungsvorgang beim L-PBF Prozess bedeutet dies eine stärkere Staubentwicklung vor und nach dem bewegten Beschichtersystem, was zum einen zu einer Beeinträchtigung der Belichtung durch den Laser führt (Verunreinigung der Optik, Abschwächung des Laserstrahls durch Wechselwirkungen mit den aufgewirbelten Partikeln) und zum anderen eine Entmischung der Partikel des Pulverbetts bewirkt. Vom während des Bauprozesses über die Pulverbettoberfläche geleiteten Schutzgasstrom werden sehr feine Partikel teilweise aufgenommen und im Filtersystem abgeschieden.

Kompressibilität/Verdichtbarkeit (Compressibility): W10 - Baujobs und W11

Schüttdichte

In Abbildung 5-32 sind die Rheometerkurven zur Ermittlung der (konsolidierten) Schüttdichte dargestellt.

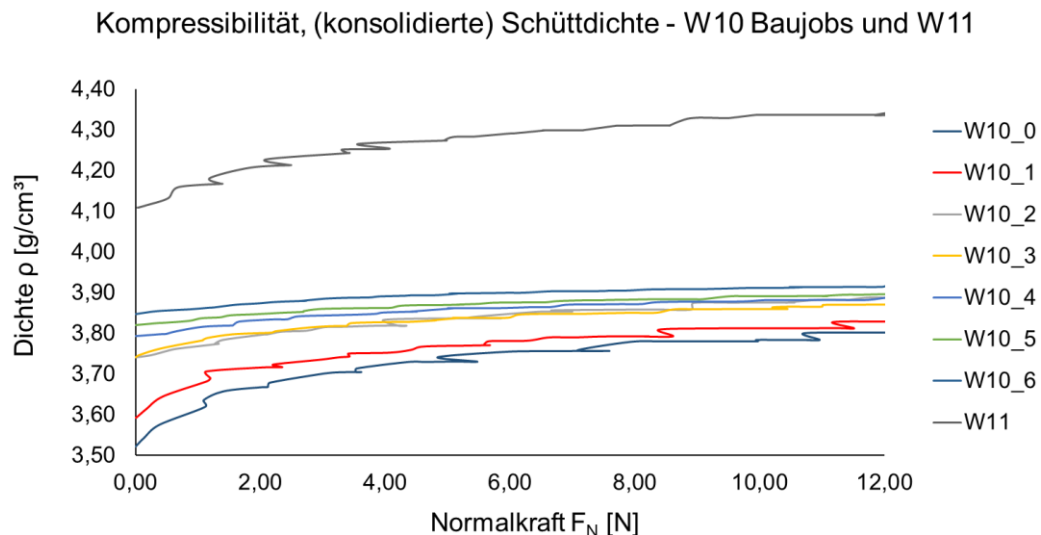


Abbildung 5-32: Kompressibilität/Schüttdichte – W10 Baujobs und W11

Die mittels Rheometer ermittelten Schüttdichten der Proben zeigen vergleichbare Ergebnisse zu den Hall Flowmeter Messwerten (Tabelle 5-29). Die Messkurven der Proben W10_0, W10_1 und W11 zeigen am Beginn der Konsolidierung größere Steigungen, was auf eine

schlechtere Fließfähigkeit bzw. (selbstständige) Verdichtbarkeit hinweist. Durch die Verwendung und Aufbereitung steigt die Fließfähigkeit der Proben, was durch eine geringere Differenz der Schüttdichte zur konsolidierten Schüttdichte angezeigt wird. Durch die bessere Fließfähigkeit verdichten sich die Partikelschüttungen bereits ohne aufgebrachtener Normalkraft deutlich stärker. Für einen Vergleich unkonsolidierten Schüttdichten der Hall Flow Methode und der Rheometermessungen müssen von den Rheometerkurven die Startwerte (Normalkraft $F_N=0$) herangezogen werden (Tabelle 5-30).

Tabelle 5-30: Schüttdichten der Pulverproben der Baujobs von W10 und von W11 ermittelt mittels Rheometer (Normalkraft $F_N=0$)

	W10_0	W10_1	W10_2	W10_3	W10_4	W10_5	W10_6	W11
ρ_{Sch} [g/cm ³]	3,52	3,59	3,74	3,74	3,79	3,82	3,85	4,11

Die Messkurven bestätigen die Tendenz einer zunehmenden Schüttdichte der Pulverproben der Baujobs (W10_0 bis W10_6) durch mehrmalige Verwendung und Aufbereitung. Die konsolidierte Schüttdichte zeigt mit zunehmender Normalkraft kein abweichendes Verhalten. Das Vergleichspulver W11 weist bedingt durch den höheren Feinanteil auch hier deutlich höhere Schüttdichten auf.

Carr-Index

Abbildung 5-33 zeigt die Messkurven der Kompressibilitätsversuche zur Ermittlung des Carr-Indexes der Pulverproben der Baujobs von W10 und des Vergleichspulvers W11.

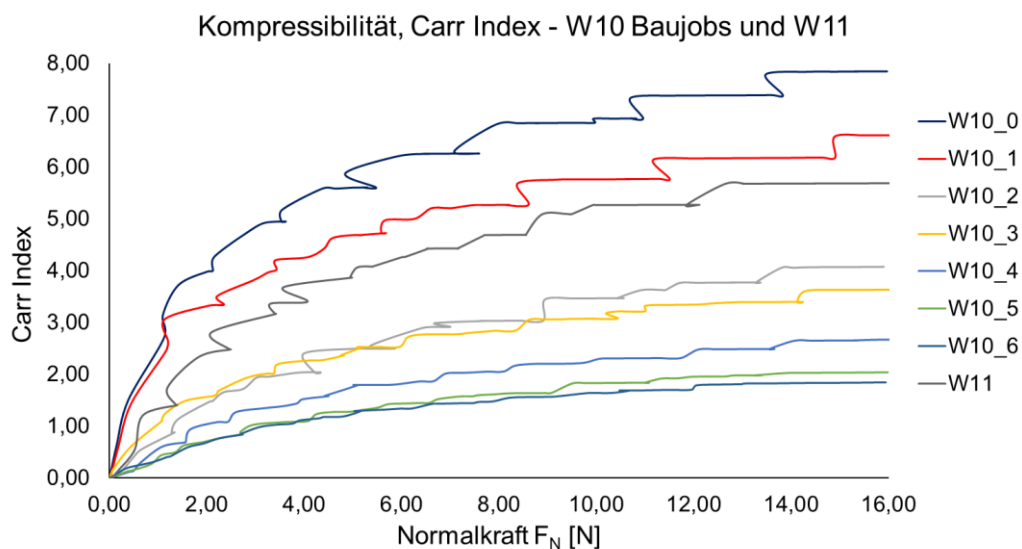


Abbildung 5-33: Kompressibilität – Carr Index – W10 Baujobs und W11

Laut Analyse der Carr-Indizes nimmt durch die Verwendung und Aufbereitung des Metallpulvers die Fließfähigkeit zu. Dies wird durch niedrigere Carr-Indizes angezeigt. Verglichen mit den standardisierten Werten für den Carr Index aus Tabelle 2-2 liegen alle Proben im Bereich exzellenter Fließfähigkeit ($C < 10$). Bei zusätzlicher Betrachtung der ermittelten Fließdauern im Hall Flow Test (siehe Tabelle 5-28) wird ersichtlich, dass die tabellierten Standardwerte des Carr Index nur bedingt zur Beschreibung der Fließfähigkeit für Metallpulver, wie sie im L-BPF Prozess eingesetzt werden, herangezogen werden können. Die Kurvenverläufe aus Abbildung 5-33 können allerdings zu einer qualitativen Bewertung des Fließverhaltens der Pulverproben Verwendung finden. Das Vergleichspulver W11, welches im Hall Flow Test neben den Proben W10_0, W10_1 und W10_2 ebenfalls keine Fließfähigkeit aufweist, liegt auch bei dieser Versuchsanordnung auf deutlich höherem Niveau wie die selbstfließenden Pulver W10_3, W10_4, W10_5 und W10_6. Bei der Betrachtung der Steigungen der Messkurven weisen die steilen Kurvenverläufe der Proben W10_0, W10_1 und W10_2 bei niedrigen Konsolidierungskräften, analog zu den ermittelten Schüttdichten, auf eine schlechte Fließfähigkeit hin.

Kohäsionsstärke (Cohesion Strength): W10 - Baujobs und W11

In Abbildung 5-34 sind die ermittelten Messkurven der Untersuchungen der Kohäsionsstärke dargestellt. Der Graph des Vergleichspulvers W11 zeigt im Gegensatz zum Pulverwerkstoff W10 einen konstanten Verlauf ohne „Schwingungen“ im Messsignal (siehe Detaildarstellung in Abbildung 5-34). Die Einzelmessungen der Versuchsserie wurde direkt nacheinander durchgeführt und dreimal wiederholt, um äußere Einflüsse durch die Druckluftversorgung oder das Luftfiltersystem auszuschließen. Der schwingende Verlauf ist auf die größere Anzahl an Satelliten der Pulverpartikel von W10 zurückzuführen. Die durch den 2-Flügel-Rührer verdrängten Pulverpartikel verhaken sich und erhöhen somit die Haftkräfte zwischen den Partikeln. Sobald die Partikel in Bewegung kommen, nimmt die Haftkraft bis zum neuerlichen Verhaken abrupt ab. Dieses Verhalten ist bei Probe W10_6 bedingt durch die größte Anzahl grober Agglomerate am stärksten ausgeprägt. Beim Vergleichspulver W11 kann dieses Verhalten bedingt durch die sehr niedrige Anzahl an Satelliten nicht beobachtet werden (siehe REM-Aufnahmen in Abbildung 3-9).

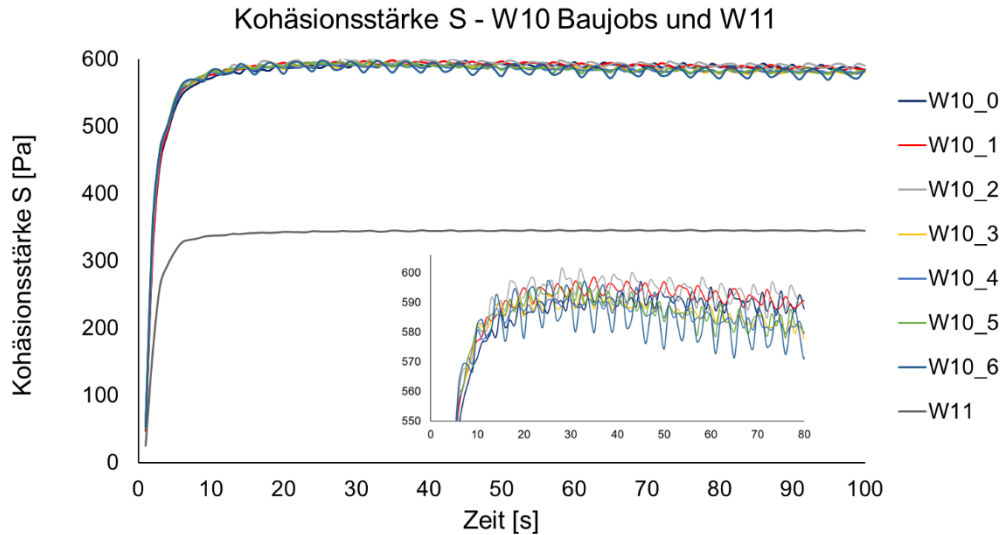


Abbildung 5-34: Kohäsionsstärke S – W10 Baujobs und W11

In Tabelle 5-31 sind neben den Plateauwerten der Kohäsionsstärke S (entspricht einem konstanten Messsignal) und der gewichteten Kohäsionsstärken S_g (Kohäsionsstärke dividiert durch die Schüttdichte) auch die maximalen Drehmomente M_{\max} angeführt. Der Wert für die jeweiligen Schüttdichte wurde von den Versuchen für die Kompressibilität (Schüttdichte bei 0 N Normalkraft) übernommen.

Tabelle 5-31: Messwerte der Kohäsionsstärke S , der gewichteten Kohäsionsstärke S_g und des maximalen Drehmoments M_{\max} der Pulverproben der Baujobs W10 und W11

	W10_0	W10_1	W10_2	W10_3	W10_4	W10_5	W10_6	W11
S [Pa]	587	587	591	580	582	582	580	345
S_g [Pa m ³ /kg]	167	164	158	155	154	152	151	84
M_{\max} [mN m]	47,44	47,41	47,51	46,89	46,62	47,26	47,20	27,90

Die ermittelten Kohäsionsstärken S der Pulverproben der Baujobs von W10 liegen deutlich über dem von W11. Innerhalb der Baujobmessreihe sinken die Werte von S von W10_0 bis W10_6 geringfügig ab. Die abnehmende Tendenz wird durch die gewichtete Kohäsionsstärke S_g stärker hervorgehoben. Die ermittelten Drehmomente der Baujobproben liegen auf einem ähnlichen Niveau. Das Vergleichspulver W11 zeigt trotz der höheren Schüttdichte und des größeren Anteils an feinen Partikeln deutlich niedrigere Kohäsionsstärken. Dies kann als ein Indiz gewertet werden, dass interpartikuläre Kräfte in diesem Partikelgrößenbereich keine gravierenden Auswirkungen auf diese Versuchsmethode ausüben. Der Unterschied zwischen den Werten von W10 und dem Vergleichspulver W11 liegen an der deutlich größeren Anzahl an Satelliten von W10 gegenüber W11 und der stark unterschiedlichen

Partikelgrößenverteilung. Werkstoff W11 zeigt die niedrigsten Werte aller in dieser Arbeit beschriebenen Proben.

Pressure Drop Methode: W10 - Baujobs und W11

Bei der Ermittlung der Volumenstromrate zur vollständigen Fluidisierung haben sich die Proben von W10_0, W10_1 und W11 bei zu rascher Steigerung des Luftstroms als „Plug“ angehoben. Dasselbe Verhalten konnte bei den in dieser Arbeit später beschriebenen Proben von W10 Fraktion A (Feinfraktion) und bei den Mischungsproben mit einem erhöhten Anteil der Fraktion A beobachtet werden.

Abbildung 5-35 zeigt die Messkurven der Pressure Drop Methode der Pulverproben der Baujobs von W10 und die Kurve des Vergleichspulvers W11. Wie schon bei den Versuchen zur Bestimmung der Kohäsionsstärke zeigen auch hier die Messkurven der Baujobproben bedingt durch die anhaftenden Satelliten einen stark „schwingenden“ Verlauf.

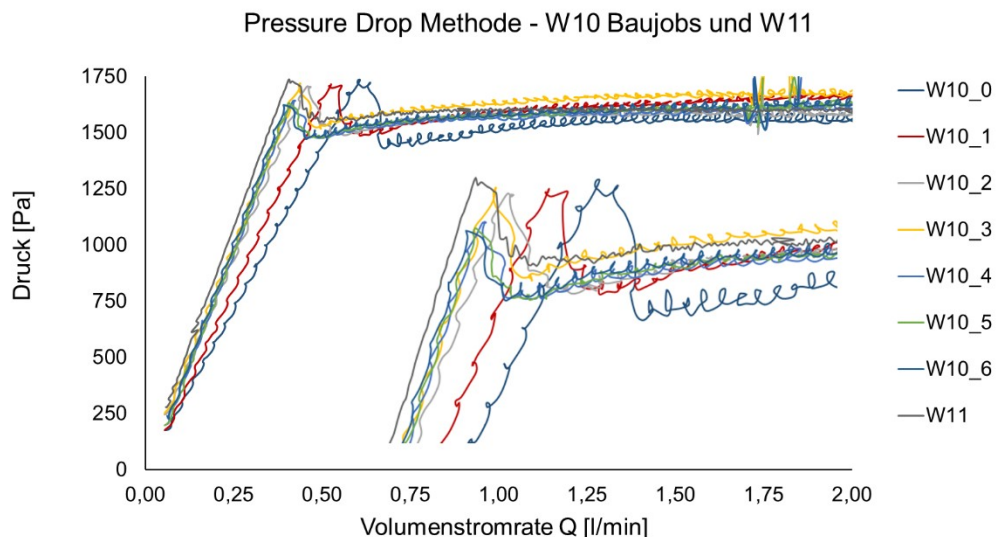


Abbildung 5-35: Pressure Drop Methode – W10 Baujobs und W11

In Tabelle 5-32 sind die ermittelten Messwerte der Baujobs von W10 und des Vergleichspulvers W11 aufgelistet. Die Tabelle enthält die Werte für die Volumenstromrate am Lockerungspunkt Q_{PD} , den dazugehörigen Druckmesswert p_{PD} , der Druckwert $p_{konst.}$ des konstanten Messsignals bei vollständiger Fluidisierung gegen Ende des Versuchs sowie die sich daraus ergebende Druckdifferenz ($\Delta p_{PD-p_{konst.}}$) und die Steigung k_{PD} des Druckanstiegs bis zum Erreichen des Lockerungspunkts (Maß für die Permeabilität). Eine niedrige Steigung weist auf eine größere Permeabilität der Pulverschüttung hin.

Tabelle 5-32: Messwerte der Pressure Drop Methode der Baujobs von W10 und W11

	Q_{PD} [l/min]	p_{PD} [Pa]	$p_{konst.}$ [Pa]	$\Delta p_{PD-p_{konst.}}$ [Pa]	k_{PD} [Pa min/l]
W10_0	0,61	1735	1561	174	2899
W10_1	0,52	1715	1662	53	3349
W10_2	0,46	1706	1583	122	3723
W10_3	0,44	1719	1678	41	3927
W10_4	0,42	1643	1620	23	4083
W10_5	0,41	1631	1623	8	4137
W10_6	0,39	1624	1622	2	4218
W11	0,41	1739	1603	137	4233

W10_0 zeigt mit einer erforderlichen Volumenstromrate von 0,61 l/min den größten Widerstand gegen die Fluidisierung (entspricht der höchsten Permeabilität der Schüttung). Mit jedem Aufbereitungsschritt sinkt die Volumenstromrate beim Erreichen des Lockerungspunktes ab (Steigung bis zum Maximum nimmt dementsprechend zu), wobei sich der Effekt mit jedem Siebvorgang abschwächt. Der Druckanstieg bis zum Lockerungspunkt zeigt bei Vergleichspulver W11 die größte Steigung, wobei die Fluidisierung bei einer Volumenstromraten im Bereich der W10-Pulverproben 4, 5 und 6 einsetzt. Die höchsten Maximalwerte des Drucksignals werden vom neuwertigen Pulver W10_0 und vom Vergleichswerkstoff W11 erreicht. Durch die mehrmalige Verwendung werden sinkende Maximaldruckwerte verzeichnet, welche schlussendlich bei Pulverprobe W10_6 das niedrigste Niveau erreichen. Die ermittelten Druckdifferenzen zeigen innerhalb der Messserie, mit Ausnahme der Probe W10_2, ebenfalls eine fallende Tendenz. W10_2 zeigt einen im Vergleich zu den restlichen Messwerten niedrigen Wert des konstanten Drucksignals am Ende des Versuchs.

Valverde Methode: W10 - Baujobs und W11

Die Zugfestigkeit einer Pulverprobe ergibt sich laut Prüfvorschrift aus der Differenz zwischen dem maximalen Drucksignal und dem sich bei vollständiger Fluidisierung ergebenden konstanten Drucksignal. Die für eine vollständige Fluidisierung bei der Pressure Drop Methode ermittelte Volumenstromrate von 2 l/min reicht bis auf die Proben W10_6 und W11 nicht aus, um ein konstantes Drucksignal zu erhalten. Für die Auswertung der Druckdifferenz wurden daher der Mittelwert der Messwerte im Bereich der Volumenstromrate von 1,90-2,0 l/min herangezogen (siehe Tabelle 5-33).

In Abbildung 5-36 sind die ermittelten Kennlinien der Valverde Methode für die Baujobproben von W10 und des Vergleichspulvers W11 für die Normalpresskräfte (F_N) von 3, 6 und 9 kPa dargestellt. Im Gegensatz zum Großteil der Messungen, zeigen die 3kPa-Messkurven der

Proben W10_0 und W10_1 im Vergleich zu den 6 kPa- und 9 kPa-Kurven einen steileren Druckanstieg bis zum Overshoot-Punkt. Dieses abweichende Verhalten, welches sonst nur noch bei den Proben W10 Mischung 7 und 8 zu beobachten ist, kann auf den vergleichsweise niedrigen Konsolidierungsgrad bei den 3 kPa-Versuchen zurückgeführt werden. Grundsätzlich zeigen die Steigungen der 3, 6 und 9 kPa-Messkurven bis zum Maximaldruckwert bei zunehmenden Normalpresskräften aber vergleichbare, leicht ansteigende Werte.

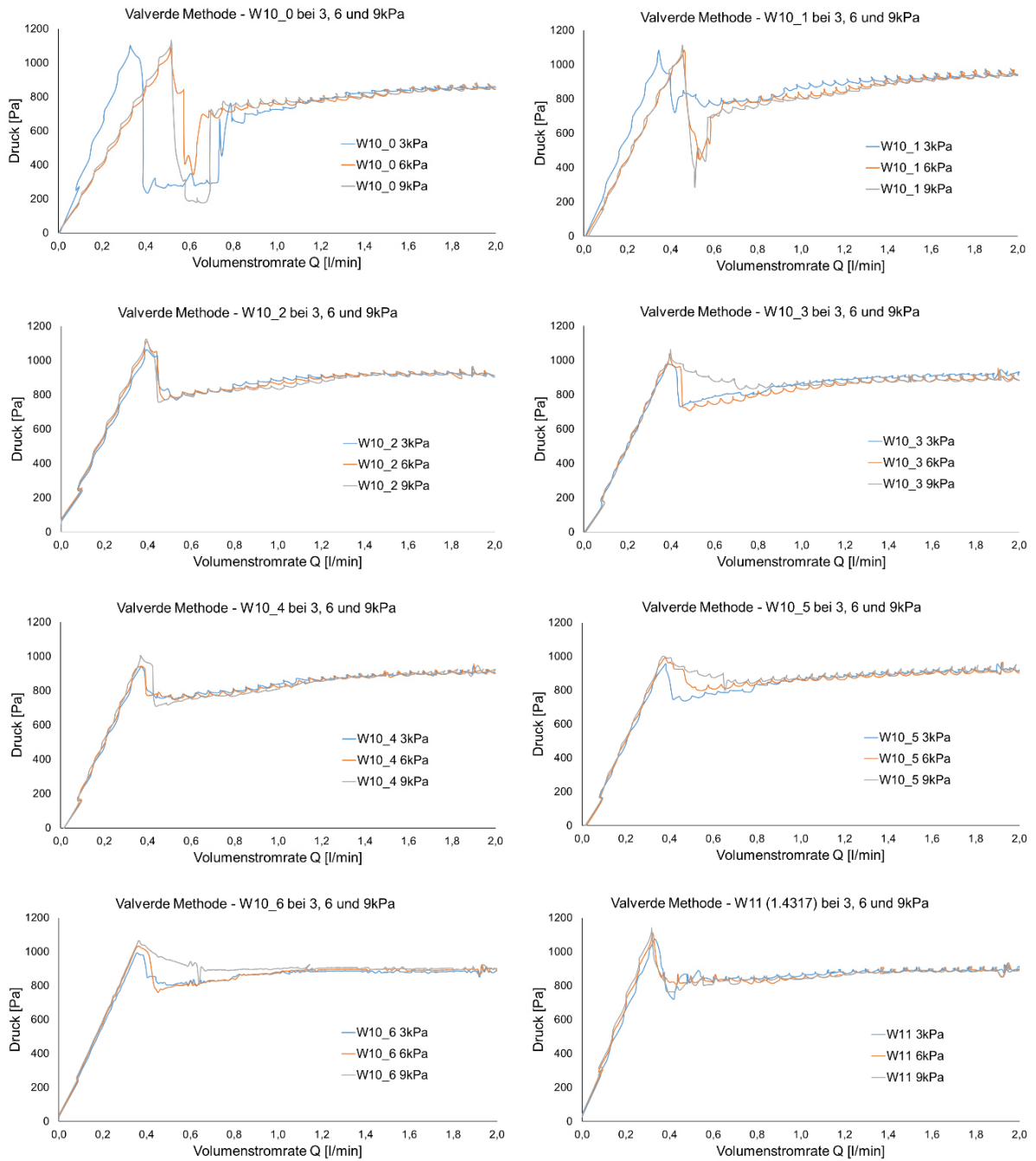


Abbildung 5-36: Valverde Methode – W10 Baujobs und W11

In Tabelle 5-33 sind die aus den Valverde Versuchen ermittelten Kennwerte für die W10 Baujobproben und den Vergleichswerkstoff W11 aufgelistet.

Tabelle 5-33: Ergebnisse der Valverde Methode der Pulverproben der Baujobs von W10 und von W11

Probe	F_N [kPa]	Q_{PD} [l/min]	p_{PD} [Pa]	$p_{konst.}$ [Pa]	$\Delta p_{PD}-p_{konst.}$ Zugfestigkeit [Pa]	k_{PD} [Pa min/l]
W10_0	3	0,33	1104	856	248	3407
	6	0,52	1089	860	229	2134
	9	0,52	1133	860	273	2230
W10_1	3	0,35	1082	955	127	3180
	6	0,46	1085	951	134	2482
	9	0,45	1113	940	173	2521
W10_2	3	0,40	1063	923	140	2556
	6	0,40	1110	929	181	2653
	9	0,39	1124	926	198	2716
W10_3	3	0,39	978	925	53	2624
	6	0,39	1038	905	133	2663
	9	0,40	1062	900	162	2689
W10_4	3	0,37	939	915	24	2706
	6	0,37	942	912	30	2791
	9	0,37	1005	918	87	2807
W10_5	3	0,38	957	925	32	2699
	6	0,38	990	921	69	2798
	9	0,37	1002	926	76	2831
W10_6	3	0,36	993	885	108	2762
	6	0,37	1033	895	138	2829
	9	0,37	1066	901	165	2860
W11	3	0,33	1073	898	175	3165
	6	0,32	1112	901	211	3342
	9	0,32	1140	897	243	3424

Die Messwerte der Valverde Methode zeigen beginnend mit der Probe W10_0 bis zur Probe W10_4 eine sinkende Zugfestigkeit, welche ab Probe W10_5 wieder ansteigt. Es ist anzumerken, dass die Proben W10_0 und W11, welche beim Pulverhandling ein deutlich kohäsiveres Verhalten als die restlichen Proben dieser Messserie gezeigt haben, auch die höchsten Differenzdruckwerte ($\Delta p_{PD}-p_{konst.}$) bzw. Zugfestigkeiten erreichen. Durch die steigenden Schüttdichten durch den Gebrauch und die Aufbereitung der Baujobproben (bzw. der hohen Schüttdichte der Probe W11) und der damit verbundenen größeren Anzahl an Kontaktstellen (=erhöhte Reibung), ist durch den aufwärts gerichteten Luftstrom mehr Kraft

aufzubringen, um die Partikel voneinander zu trennen. Bei Probe W10_6 steigt die Zugfestigkeit durch die höhere Häufigkeit grober Agglomerate wieder deutlich an.

5.2.2 W10 – Fraktionen

5.2.2.1 Partikelgrößenverteilung, Schüttdichte, Fließdauer

In Abbildung 5-37 und Abbildung 5-38 sind die Verteilungsdichte und die Verteilungssumme zur Beschreibung der Partikelgrößenverteilungen (PSD) dargestellt.

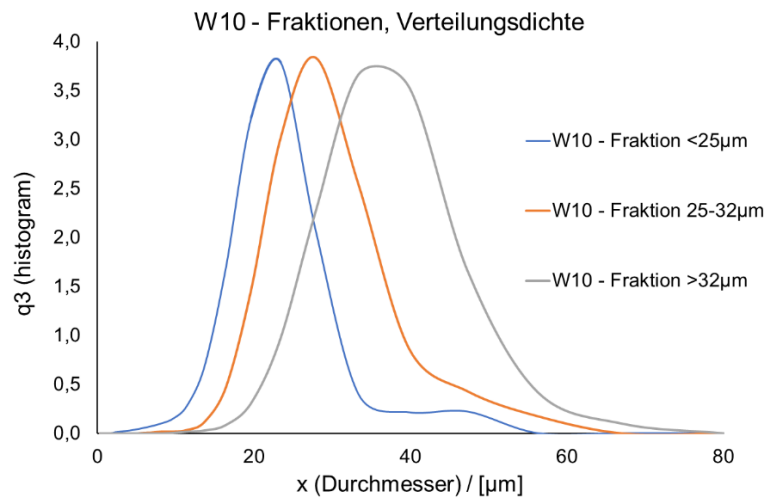


Abbildung 5-37: Verteilungsdichte der Fraktionen A, B und C von W10

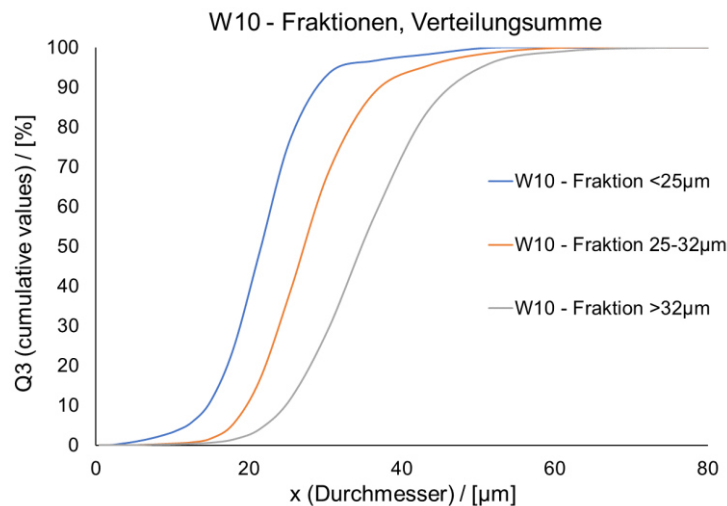


Abbildung 5-38: Verteilungssumme der Fraktionen A, B und C von W10

In Tabelle 5-34 sind die Partikelgrößenkennzahlen d_{10} , d_{50} und d_{90} der einzelnen Fraktionen aufgelistet.

Tabelle 5-34: Partikelgrößenkennzahlen der Fraktionen A, B und C von W10

	d_{10} [μm]	d_{50} [μm]	d_{90} [μm]
W10 - Fraktion A <25 μm	14,47	21,59	29,39
W10 - Fraktion B 25-32 μm	19,40	27,27	37,74
W10 - Fraktion C >32 μm	25,17	35,11	47,70

Der d_{90} -Wert von 29,39 μm der Feinfraktion A zeigt auf, dass trotz einer Maschenweite von 25 μm größere Partikel bei der Partikelgrößenbestimmung detektiert werden. Bei der Mittelfraktion B sind sowohl kleinere als auch größere Partikel als der gewählte Maschenweitenbereich von 25-32 μm vorhanden. Mit einem d_{10} -Wert von 25,17 μm der Grobfraktion wird auch ein deutlicher Anteil feinerer Partikel als die Maschenweite des 32 μm -Siebes angezeigt. Feine Partikel neigen sich an gröbere anzuheften und können erst durch mehrmaliges Wiederholen des Siebvorgangs entfernt werden. Das Pulver der Feinfraktion zeigte im Auffangbehälter ein deutlich kohäsiveres Verhalten als die anderen Fraktionen. Zur Bestimmung der Fließdauern mittels Hall Flow Test wurden drei Probenahmen und jeweils drei Messungen durchgeführt (siehe Tabelle 5-35).

Tabelle 5-35: Ermittelte Fließdauern der Fraktionen A, B und C von W10

	Fließdauer [s] Probennahme 1 \bar{x} ($x=3$)	Fließdauer [s] Probennahme 2 \bar{x} ($x=3$)	Fließdauer [s] Probennahme 3 \bar{x} ($x=3$)	\bar{x}
W10 - Fraktion A <25 μm	n.m.	n.m.	n.m.	n.m.
W10 - Fraktion B 25-32 μm	26,68	26,59	26,42	26,56
W10 - Fraktion C >32 μm	22,03	22,25	22,44	22,24

n.m. ... nicht messbar

Das kohäsive Verhalten der Feinfraktion A führt im Hall Flow Test zu einer unzureichenden Fließfähigkeit. Mit einer Zunahme der Partikelgrößen sinkt die Fließdauer von 26,56 s auf 22,24 s stark ab. Die Fließdauern der Mittelfraktion B liegen im Bereich der Pulverproben des Baujobs W10_3.

Zur Bestimmung der Schüttdichten (Hall Flowmeter) wurden drei Probenahmen und jeweils drei Messungen durchgeführt (siehe Tabelle 5-36).

Tabelle 5-36: Ermittelte Schüttdichten der Fraktionen A, B und C von W10

	ρ_{Sch} [g/cm^3]	ρ_{Sch} [g/cm^3]	ρ_{Sch} [g/cm^3]	\bar{x} ($x=3$)
W10 - Fraktion A <25 μm	3,735	3,733	3,739	3,736
W10 - Fraktion B 25-32 μm	3,691	3,676	3,679	3,682
W10 - Fraktion C >32 μm	3,727	3,729	3,733	3,730

Die Fraktionen A und C zeigen ähnliche Schüttdichten, während die der Mittelfraktion B signifikant niedriger liegen.

5.2.2.2 Rheometeruntersuchungen - Fraktionen von W10

Lufthaltevermögen (Deaeration): W10 Fraktionen A, B und C

Das Lufthaltevermögen wurde aus zwei Versuchsanordnungen ermittelt. Bei der Valverde-Methode wird mit ca. 40g eine geringere Pulvermenge als bei der Pressure Drop Methode (ca. 80g) verwendet. Dadurch zeigt die Pressure Drop Methode längere Absetzzeiten (siehe Abbildung 5-39). Die Messkurven der Valverde-Methode für 3, 6 und 9 kPa liegen übereinander, weshalb für die weiteren Auswertungen lediglich die 3 kPa-Messkurven mit denen der Pressure Drop Methode gegenübergestellt werden.

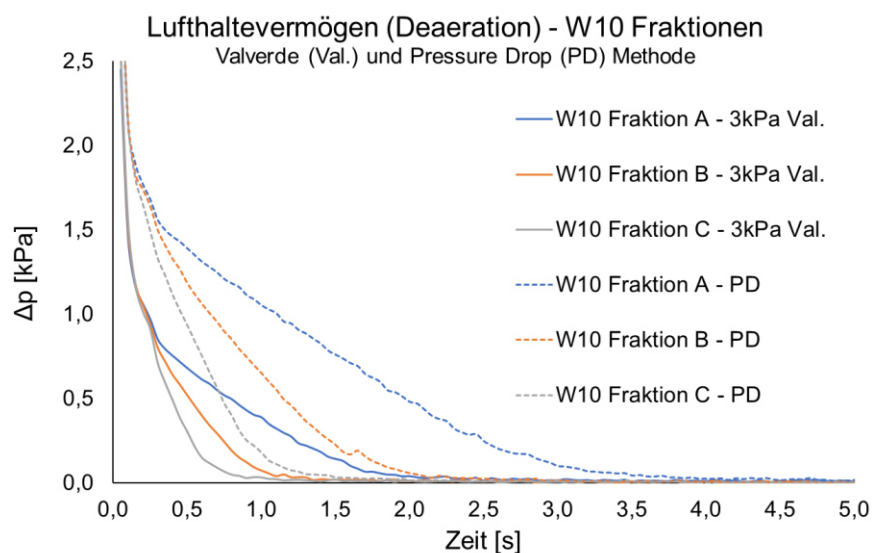


Abbildung 5-39: Lufthaltevermögen (Deaeration) der Fraktionen A, B und C von W10 ermittelt anhand der Valverde (Val.) und der Pressure Drop (PD) Methode

Die Feinfraktion A benötigt bedingt durch die kleinere Partikelgröße bei beiden Versuchsanordnungen am längsten um sich abzusetzen. Die Grobfraktion C zeigt die kürzesten Absetzdauern aller getesteten Pulverproben. Bei Vergleich der Ergebnisse der Pressure Drop Methode der Fraktionen mit denen der Baujobs zeigt sich, dass sich die Grobfraktion C bereits nach ca. 1 s abgesetzt hat. Während die Mittelfraktion ähnliche Werte (ca. 1,6 s) wie die Baujobproben aufweist, benötigt die Feinfraktion A mit ca. 3 s am längsten.

Kompressibilität/Verdichtbarkeit (Compressibility): W10 Fraktionen A, B und C*Schüttdichte*

Abbildung 5-40 zeigt die Messkurven der Kompressibilitätsversuche zur Ermittlung der konsolidierten Schüttdichten der Fraktionen von W10.

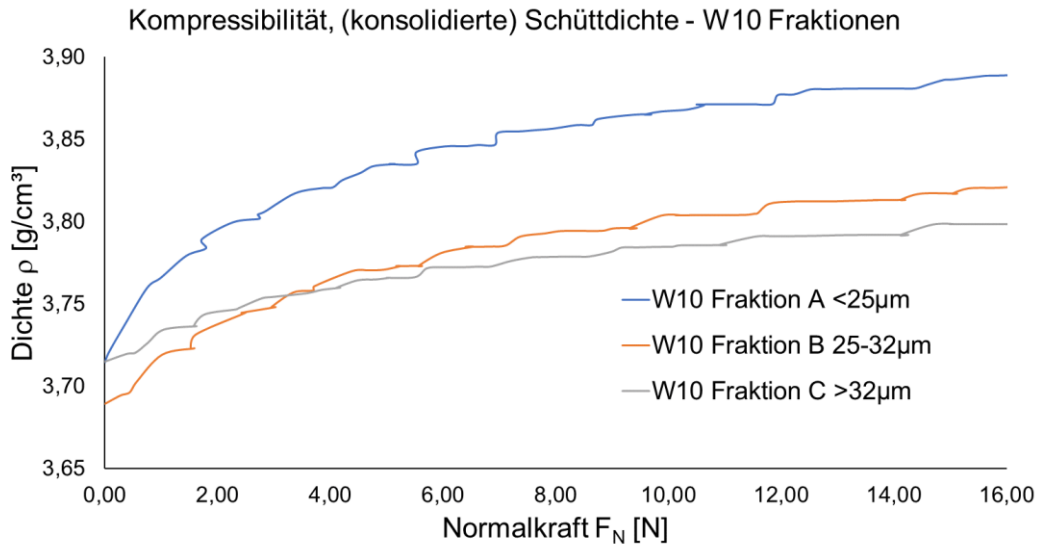


Abbildung 5-40: Kompressibilität – Schüttdichte – W10 Fraktionen A, B und C

Die Ergebnisse der Rheometermessungen der Schüttdichten entsprechen den Messwerten der Hall Flowmeter Versuche (siehe Tabelle 5-36). Die Fraktionen A und C zeigen eine unkonsolidierte Schüttdichte von ca. 3,73 g/cm³, während die Fraktion B einen niedrigeren Wert von 3,69g/cm³ aufweist. Die niedrigere Steigung der Messkurve der Grobfraktion C, d.h. der geringere Unterschied der Schüttdichte zur konsolidierten Schüttdichte, zeigt, dass sich die Partikel durch ihre bessere Fließfähigkeit einfacher verdichten lassen. Bei Erhöhung der Normalkraft (ab 3,5 N) sinkt die konsolidierte Schüttdichte von Fraktion C unter die von Fraktion B. Dieses Verhalten weist darauf hin, dass sich gröbere Fraktionen durch das Aufbringen einer Normalpresskraft kaum weiter verdichten lassen als feine Fraktionen. Im Vergleich zu den Pulverproben der Baujobs liegen die Kurven auf ähnlichem Niveau von W10_2 und W10_3 (siehe Tabelle 5-30). Das Vergleichspulver W11 erreicht mit großem Abstand die höchsten Werte aller Pulverproben, was zeigt, dass sich dieses Pulver erst durch eine aufgebrauchte Normalspannung verdichten lässt und somit eine niedrigere Fließfähigkeit besitzt.

Carr Index

In Abbildung 5-41 sind die Messkurven zur Ermittlung der Carr-Indizes der Fraktionen von W10 dargestellt.

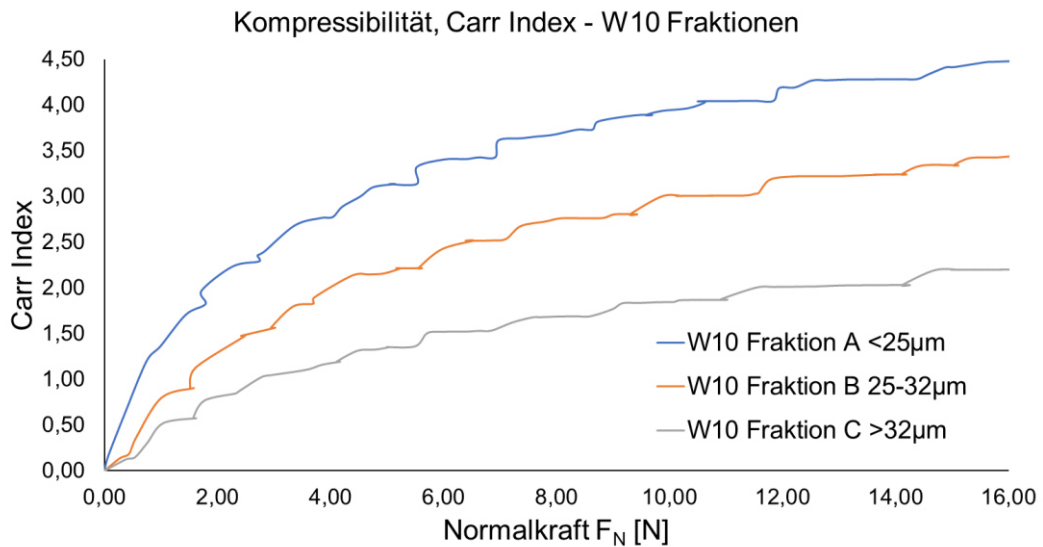


Abbildung 5-41: Kompressibilität – Carr Index – W10 Fraktionen A, B und C

Die Ermittlung der Carr-Indizes für die Fraktionen von W10 zeigt, dass der Feinanteil (Fraktion A) die höchsten Werte erreicht und somit die schlechteste Fließfähigkeit bzw. Komprimierbarkeit aufweist. Die Ergebnisse decken sich mit den Beobachtungen aus den Hall Flow Tests (Tabelle 5-35). Fraktion A, welche laut Hall Flow Test keine Fließfähigkeit zeigt, weist die höchsten Carr-Indizes dieser Messserie auf. Die Messkurve der Fraktion A liegt auch auf einem ähnlichen Niveau wie die Messkurven der nicht-fließenden Pulverproben der Baujobs und W11. in Abbildung 5-33. Die selbstfließende Fraktion B ist im Verhalten vergleichbar mit den selbstfließenden Proben W10_3 und W10_4 der Baujobversuche. Fraktion C zeigt die beste Fließfähigkeit. In Kombination mit den Fließdauern des Hall Flow Tests kann für die Pulverproben W10_3 bzw. W10 Fraktion B eine signifikante Änderung des Fließverhaltens hin zu selbstfließendem Verhalten beobachtet werden. Tendenziell lassen sich sehr gute Korrelationen zwischen dem Hall Flow Test und den Rheometerversuchen der Pulverproben der Baujobs und den aufgetrennten Fraktionen herstellen.

Kohäsionsstärke (Cohesion Strength): W10 Fraktionen A, B und C

Abbildung 5-42 zeigt die Messkurven für die Kohäsionsstärke der Fraktionen von W10. Die Feinfraktion A ($<25\mu\text{m}$) liegt von den Fraktionen am niedrigsten und weist auf 531 Pa ein konstantes Drucksignal auf. Die Kohäsionsstärke S nimmt bei der Mittelfraktion B auf 589 Pa zu und liegt bei der Grobfraktion C mit 619 Pa am höchsten. Bedingt durch den größeren Unterschied der Partikelgrößenverteilungen der Einzelfraktionen im Vergleich zu den Pulverproben der Baujobs, zeigen die ermittelten Werte größere Differenzen und einen eindeutigeren Trend. Die Kohäsionsstärken, die gewichteten Kohäsionsstärken und die maximalen Drehmomente sind in Tabelle 5-37 aufgelistet.

Tabelle 5-37: Messwerte der Kohäsionsstärke S , der gewichteten Kohäsionsstärke S_g und des maximalen Drehmoments M_{\max} der Fraktionen von Werkstoff W10

	Fraktion A (<25 μm)	Fraktion B (25 μm -32 μm)	Fraktion C (>32 μm)
S [Pa]	531	589	619
S_g [Pa m ³ /kg]	143	160	167
M_{\max} [mN m]	42,91	47,23	50,23

Die Werte der Mittelfraktion B liegen auf dem Niveau der Pulverproben der Baujobs von W10. Der Feinanteil A liegt deutlich darunter. Die Grobfraktion C zeigt die größten Werte. Demnach steigt die durch diese Versuchsanordnung ermittelte Kohäsionsstärke mit steigendem Partikeldurchmesser an. Die Kurvenverläufe zeigen ähnlich wie die Pulverproben der Baujobs einen „schwingenden“ Verlauf, wenn auch in abgeschwächter Ausprägung. Im Unterschied zu den sehr ähnlichen Kennwerten der Pulverproben der Baujobs weisen die der Fraktionen, bedingt durch die stark unterschiedliche Partikelgrößenverteilung, deutlichere Unterschiede auf.

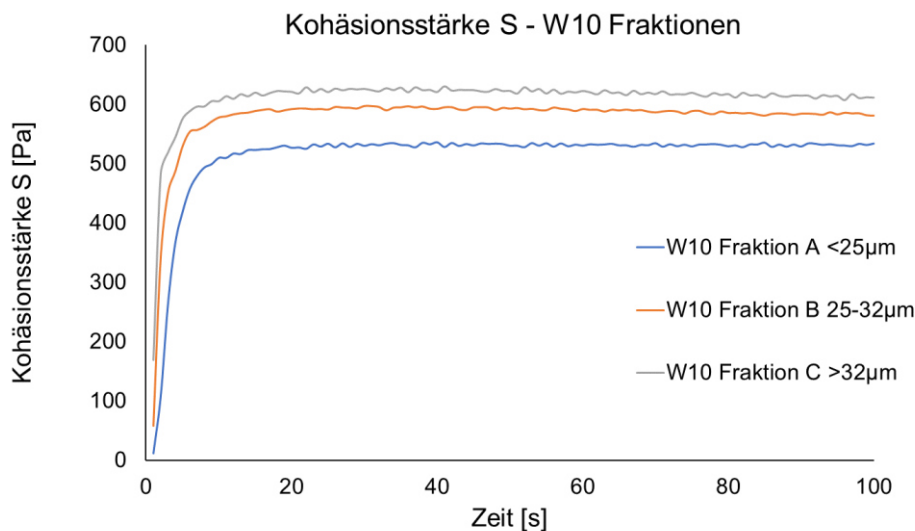


Abbildung 5-42: Kohäsionsstärke S – W10 Fraktionen A, B und C

An dieser Stelle wird deutlich, dass die mit dieser Versuchsmethode ermittelten Werte stärker von den intrinsischen Eigenschaften wie Reibung und Partikelverhakungen abhängen als von den rein physikalisch wirkenden Kräften (z.B. Van-der-Waals Kräfte). Physikalisch-kohäsiv wirkende Phänomene, welche bei kleiner werdenden Partikeldurchmessern durch ein „mehl-ähnliches“ Verhalten charakterisiert werden können, können allerdings durch Beobachtungen des allgemeinen Pulververhaltens bewertet werden. Die im Hall Flow Test nicht selbstfließende Feinfraktion A, mit größerem physikalisch-kohäsivem Anteil am kohäsiven Erscheinungsbild, weist laut den Versuchen niedrigere Kohäsionswerte auf als die Mittelfraktion B und Grobfraktion C.

Pressure Drop Methode: W10 Fraktionen A, B und C

Abbildung 5-43 zeigt die ermittelten Pressure Drop-Kurvenverläufe der Fraktionen A, B und C von W10. Bei den drei Fraktionen kann bis zum Erreichen des „Lockerungspunktes“ („Overshoot“ – Einsetzen der Fluidisierung) ein konstanter Druckanstieg innerhalb der Messzelle beobachtet werden. Der drastische Druckabfall durch die einsetzende Fluidisierung setzt bei der Feinfraktion A bereits bei einer Volumenstromrate von 0,26 l/min ein. Bei größer werdenden Partikeldurchmessern steigt die dafür aufzubringende Volumenstromrate bei der Mittelfraktion B auf 0,41 l/min (entspricht dem Wert von W10_5) und bei der Grobfraktion auf 0,61 l/min (entspricht dem Wert von W10_6). Dies zeigt, dass bei größer werdenden Partikeldurchmessern eine bessere Permeabilität der Pulversäule gegeben ist.

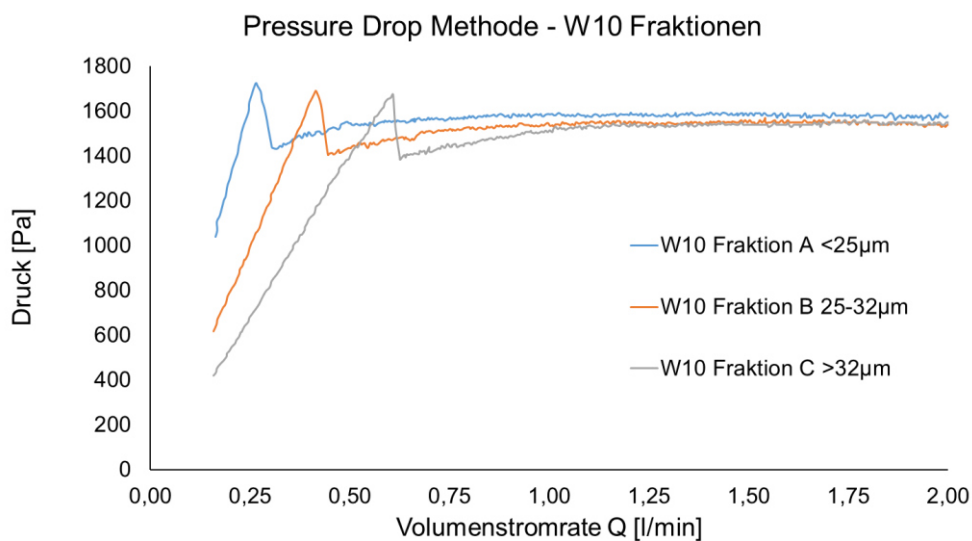


Abbildung 5-43: Pressure Drop Methode – W10 Fraktionen A, B und C

Die Volumenstromraten für eine vollständige Fluidisierung der Proben (d.h. konstantes Drucksignal bei steigendem Q) wird bei steigendem Partikeldurchmesser zu höheren Volumenstromraten verschoben, da die Permeabilität höher ist.

In Tabelle 5-38 sind die Volumenstromraten für den „Overshoot-Punkt“ (Q_{PD}), die Maximalwerte des Druckmesssignals (p_{PD}), die Plateauwerte des Druckmesssignals $p_{konst.}$ (als Anzeichen für eine vollständige Fluidisierung) sowie deren Differenzdruck, die Steigung des linearen Bereichs k_{PD} (als Maß für die Permeabilität) und die Volumenstromraten für das Einsetzen der vollständigen Fluidisierung angegeben.

Tabelle 5-38: Messwerte der Pressure Drop Untersuchungen der Fraktionen A, B und C von Werkstoff W10

Probe	Q_{PD} [l/min]	p_{PD} [Pa]	$p_{konst.}$ [Pa]	$\Delta p_{PD-p_{konst.}}$ [Pa]	k_{PD} [Pa min/l]	Vollständige Fluidisierung bei Q [l/min]
W10 Fraktion A	0,26	1725	1579	146	6705	0,89
W10 Fraktion B	0,41	1691	1548	143	4216	1,09
W10 Fraktion C	0,61	1675	1545	130	2847	1,19

Die Feinfraktion A zeigt bereits bei einer Volumenstromrate von 0,26 l/min das maximale Drucksignal und weist bis zum Erreichen des Overshoot-Punktes die größte Steigung (=geringste Permeabilität) aller Proben auf. Die Kennwerte der Mittelfraktion B liegen auf vergleichbarem Niveau zu den Proben W10_5, W10_6 und W11. Das Abfallen des Drucksignals der Grobfraktion C wird erst bei einer Volumenstromrate von 0,61 l/min erreicht. Die Kennwerte der Grobfraktion entsprechen den Werten von W10 im Neuzustand (W10_0).

Valverde Methode: W10 Fraktionen A, B und C

In Abbildung 5-44 sind die Messkurven der Valverde Methode der Fraktionen von W10 für die aufgebrachten Flächenpresskräfte von 3, 6 und 9 kPa dargestellt.

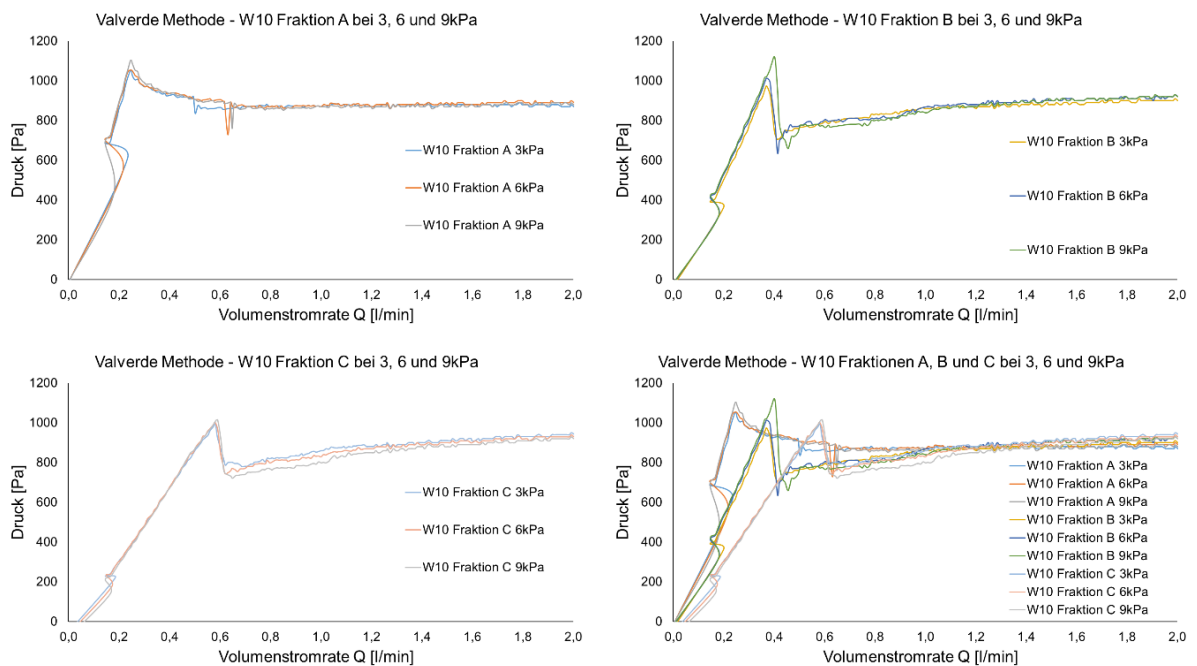


Abbildung 5-44: Valverde Methode - Fraktionen A, B und C von W10

Tabelle 5-39 zeigt die ermittelten Kennwerte der Valverde-Kurven der Fraktionen von Werkstoff W10. Für die Auswertung der Druckplateauwerte bei vollständiger Fluidisierung wurden die Mittelwerte im Bereich der Volumenstromrate von 1,90-2,0 l/min herangezogen.

Tabelle 5-39: Ergebnisse der Valverde-Methode der Pulverproben der Fraktionen A, B und C von Werkstoff W10

Probe	F_N [kPa]	Q_{PD} [l/min]	p_{PD} [Pa]	$p_{konst.}$ [Pa]	$\Delta p_{PD-p_{konst.}}$ Zugfestigkeit [Pa]	k_{PD} [Pa min/l]
W10 Fraktion A	3	0,25	1054	875	179	4009
	6	0,25	1054	893	161	3958
	9	0,25	1104	887	217	4304
W10 Fraktion B	3	0,37	973	903	70	2758
	6	0,37	1013	918	95	2825
	9	0,40	1117	923	194	2879
W10 Fraktion C	3	0,58	992	942	50	1836
	6	0,58	1002	932	70	1878
	9	0,59	1015	921	94	1897

Fraktion A weist für alle drei Flächenpresskräfte die höchsten Werte der Druckdifferenz und somit die größte Zugfestigkeit auf. Bedingt durch die höchste Anzahl an Kontaktstellen zwischen den Partikeln und den damit verbundenen höheren Reibungskräften, müssen zum Einleiten der Fluidisierung höhere Kräfte aufgebracht werden. Die niedrigsten Zugfestigkeitswerte zeigt dementsprechend die Grobfraktion C. Das beobachtete Verhalten zeigt auch den Einfluss der Permeabilität auf die Zugfestigkeit. Die Partikel der Grobfraktion C lassen den Luftstrom deutlich besser durch die Pulversäule durchströmen, bevor die vollständige Fluidisierung einsetzt.

5.2.3 W10 – Mischungen

5.2.3.1 Mischungsverhältnisse, Fließdauer, Partikelgrößenverteilung

Aus den Pulverfraktionen A (<25 μ m), B (25-32 μ m) und C (>32 μ m) wurden die in Tabelle 5-40 angeführten Mischungen erstellt und bezüglich der Fließfähigkeit mittels Hall Flowmeter untersucht. Aus den getesteten Proben wurden für die weiteren Untersuchungen die Mischungen 1 bis 9 ausgewählt. Mischung 3, mit einer Zugabe von 30% der Mittelfraktion B zur Grobfraktion C, wurde nicht vermessen. Die ermittelten Fließdauern der Mischungen weisen deutlich kürzere Ausfließdauern im Vergleich zu den Pulverproben der Baujobs (siehe Tabelle 5-28) auf. Selbst im Vergleich zu den Einzelfraktionen (siehe Tabelle 5-35) sind die benötigten Zeiten aller Mischungen kürzer, wobei sie knapp unterhalb der der Grobfraktion C

liegen. Dies lässt auf einen Einfluss der Luftfeuchtigkeit bei der Durchführung der Versuche schließen. Die tendenzielle Entwicklung der Messwerte zeigt allerdings ein eindeutiges Verhalten.

Tabelle 5-40: Ermittelte Fließdauern verschiedener Mischungen von W10

Mischungsnummer	A in C [Massen%]	Fließfähigkeit [s]			\bar{x} (x=3)	Reihung im Hall Flow Test
	5	19,34	19,65	19,63	19,54	
1	10	19,94	20,04	20,03	20,00	(2)
	15	20,31	20,25	20,13	20,23	
2	20	20,41	20,34	20,56	20,44	(4)
	25	20,66	20,91	21,09	20,89	

(Mischung 3 (30% A in C) wurde nicht vermessen)

Mischungsnummer	B in C [Massen%]	Fließfähigkeit [s]			\bar{x} (x=3)	Reihung im Hall Flow Test
4	10	20,03	20,28	20,28	20,20	(3)
5	20	20,56	20,34	20,40	20,43	(4)
6	30	20,47	20,59	20,47	20,51	(5)
	40	21,19	20,94	20,88	21,00	
	50	21,22	21,19	21,22	21,21	

Mischungsnummer	A+B [Massen%]	C [Massen%]	Fließfähigkeit [s]			\bar{x} (x=3)	Reihung im Hall Flow Test
7	5+5	90	19,62	20,00	19,94	19,85	(1)
8	10+10	80	20,72	20,59	20,84	20,72	(6)
9	15+15	70	21,13	21,46	20,94	21,18	(7)
	20+20	60	21,69	21,34	21,37	21,47	
	25+25	50	22,15	22,06	22,13	22,11	

Eine Zugabe der Fein- und Mittelfraktion führen grundsätzlich zu einer Verlängerung der Fließdauer, wobei ein steigender Gehalt der Feinfraktion A einen bedeutend stärkeren Einfluss ausübt als der von Mittelfraktion B.

In Abbildung 5-45 und Abbildung 5-46 sind die Partikelgrößenverteilungen der Mischungen 1 bis 9 graphisch dargestellt.

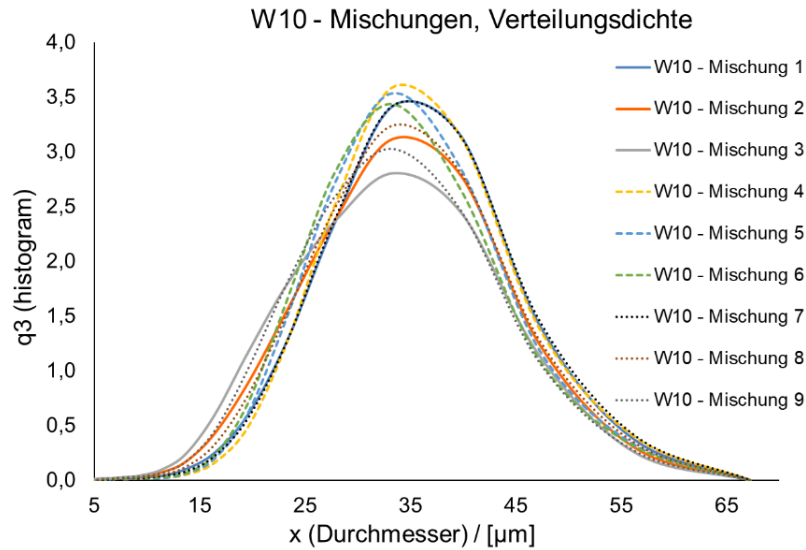


Abbildung 5-45: Verteilungsdichte der Mischungen von W10

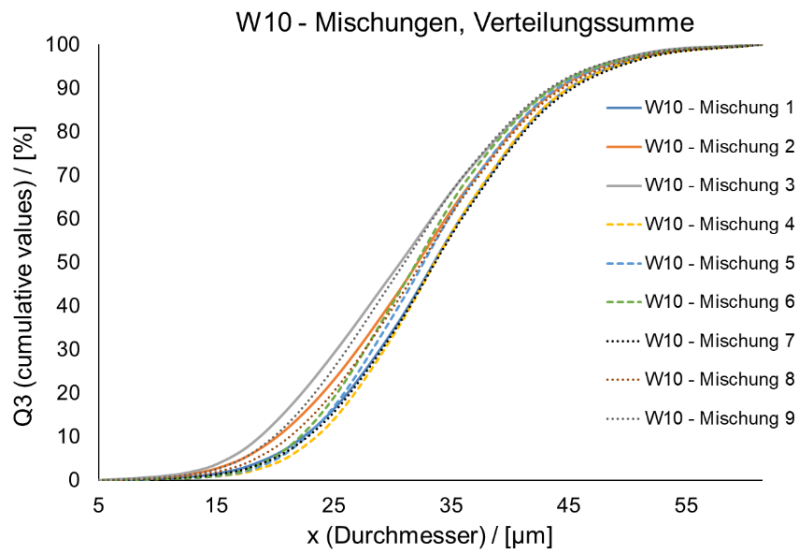


Abbildung 5-46: Verteilungssumme der Mischungen von W10

In Tabelle 5-41 sind die Partikelgrößenkennzahlen d_{10} , d_{50} und d_{90} der einzelnen Mischungen aufgelistet. Durch die Zugabe der Fein- und der Mittelfraktion zur Grobfraktion sinken die Partikelgrößenkennzahlen stetig ab. Es ist allerdings zu erkennen, dass Mischungen welche Anteile der Feinfraktion A enthalten (Mischungen 1, 2 und 3 sowie Mischungen 7, 8 und 9), signifikant größere Unterschiede durch ansteigende Gehalte aufweisen.

Tabelle 5-41: Partikelgrößenkennzahlen der Mischungen von W10

	d ₁₀ [µm]	d ₅₀ [µm]	d ₉₀ [µm]
W10 - Mischung 1	22,24	33,58	45,92
W10 - Mischung 2	19,98	32,16	44,66
W10 - Mischung 3	18,61	30,68	43,71
W10 - Mischung 4	23,18	33,68	45,92
W10 - Mischung 5	22,44	32,72	44,49
W10 - Mischung 6	22,00	32,11	43,82
W10 - Mischung 7	22,55	33,70	46,30
W10 - Mischung 8	21,16	32,52	45,14
W10 - Mischung 9	19,68	31,04	43,53

Die Mischung 9 ist den Pulverproben der Baujobs am ähnlichsten.

5.2.3.2 Rheometeruntersuchungen - Mischungen von W10

Lufthaltevermögen (Deaeration): Mischungen von W10

In Abbildung 5-47 ist das anhand der Pressure Drop Methode ermittelte Absetzverhalten der Mischungen 1 bis 9 von Werkstoff W10 dargestellt. Zur Abschätzung des Einflusses der Zugabe der Fein- und Mittelfraktion zur Grobfraktion C wurde die Messkurve der Einzelfraktionen eingezeichnet. Es ist erkennbar, dass eine Zugabe von Fraktion A und B die Absetzdauer im Vergleich zur reinen Grobfraktion C erhöht. Sämtliche Mischungen liegen zwischen den Einzelfraktionen B und C.

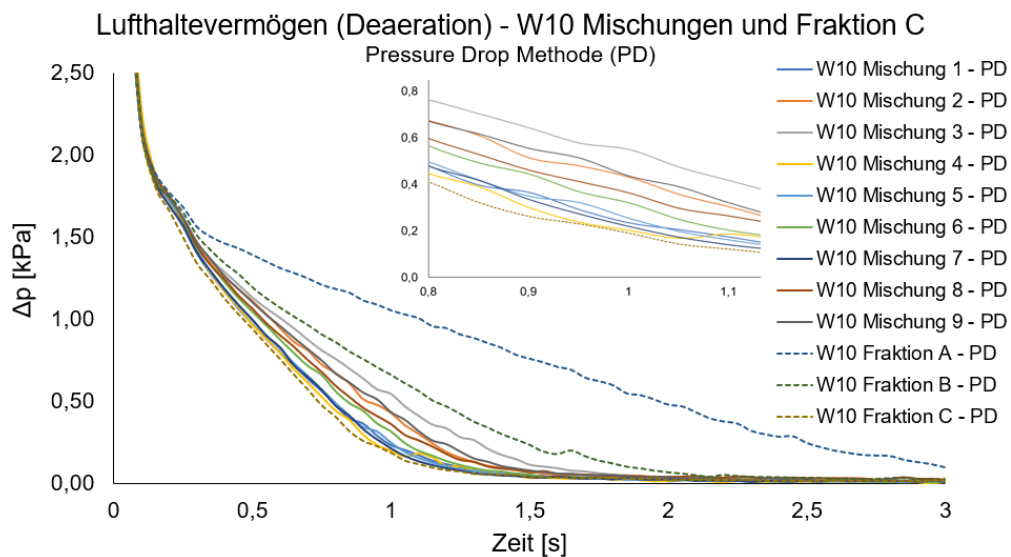


Abbildung 5-47: Lufthaltevermögen (Deaeration) der Mischungen 1-9 von W10 ermittelt anhand der Pressure Drop Methode (PD)

Die Mischung 3, welche den größten Anteil der Feinfraktion A (30%) enthält, benötigt am längsten, um sich vollständig abzusetzen. Mischungen 4 (10% B in C), 5 (20%B in C) und 7 (5%A + 5% B in C) zeigen hingegen eine ähnlich kurze Absetzdauer wie die reine Grobfraktion C. Die Mischungen 2 (20% A in C) und 9 (15%A + 15%B in C) zeigen einen annähernd identen Kurvenverlauf. Die Messkurven der Mischungen der Feinfraktion mit der Grobfraktion (Mischungen 1, 2 und 3) zeigen deutlich größere Unterschiede im Absetzverhalten als die Mischungen der drei Einzelfraktionen (Mischungen 7, 8 und 9) und die Mischungen der Mittelfraktion mit der Grobfraktion (Mischungen 4, 5 und 6). Die Mischungen der Mittelfraktion mit der Grobfraktion zeigen dabei die geringsten Unterschiede.

Diese Beobachtungen zeigen, dass sich bereits geringe Anteile an Feinanteil in einem metallischen Pulver das Absetzverhalten maßgeblich beeinflussen. Ein hoher Feinanteil kann während des L-PBF Prozesses durch aufgewirbelte Partikel mit langen Absetzdauern (beim Beschichtungsvorgang und bei der Beförderung des überschüssigen Pulvers in den Pulverüberlauf) zu einer Beeinträchtigung führen. Partikel, welche sich am Schutzglas der Optik ablegen, führen durch lokale Wechselwirkungen der Partikel mit dem Laserstrahl zu starker Hitzeentwicklung und somit zu Beschädigungen. Viele L-PBF Systeme sind mit Kamerasystemen ausgestattet, die dadurch zunehmende Verschmutzung gestört werden können. Des Weiteren wird ein großer Anteil der aufgewirbelten feinen Partikel mit dem Schutzgasstrom mitgerissen und im Filtersystem abgelagert. Dieser Pulververlust führt daher auch zu einem Anstieg des Pulververbrauchs.

Kompressibilität/Verdichtbarkeit (Compressibility): Mischungen von W10

Schüttdichte

Die Messwerte der (unkonsolidierten) Schüttdichten sind in Tabelle 5-42 aufgelistet. Die Mischungen der Feinfraktion mit der Grobfraktion folgen dem Trend, dass mit steigendem Feinanteil höhere Schüttdichten erreicht werden. Die Lücken zwischen den größeren Partikeln werden durch den Feinanteil aufgefüllt. Der Effekt ist bei den Mischungen aus der Mittelfraktion B und C sowie den Mischungen der drei Einzelfraktionen nicht eindeutig erkennbar.

Tabelle 5-42: Ermittelte Schüttdichten der Pulverproben der Mischungen 1-9 von W10 mithilfe des Rheometers (Normalkraft $F_N=0$)

	W10 Mischung 1	W10 Mischung 2	W10 Mischung 3
ρ_{Sch} [g/cm ³]	3,66	3,69	3,71

	W10 Mischung 4	W10 Mischung 5	W10 Mischung 6
ρ_{Sch} [g/cm ³]	3,69	3,64	3,69

	W10 Mischung 7	W10 Mischung 8	W10 Mischung 9
ρ_{Sch} [g/cm ³]	3,66	3,69	3,66

Dieses Verhalten zeigt die Komplexität sehr breit multimodal verteilter Pulverschüttungen, welche im Rahmen dieser Arbeit allerdings nicht im Detail untersucht wurden. In Abbildung 5-48 sind die (konsolidierten) Schüttdichten der erstellten Mischungen dargestellt.

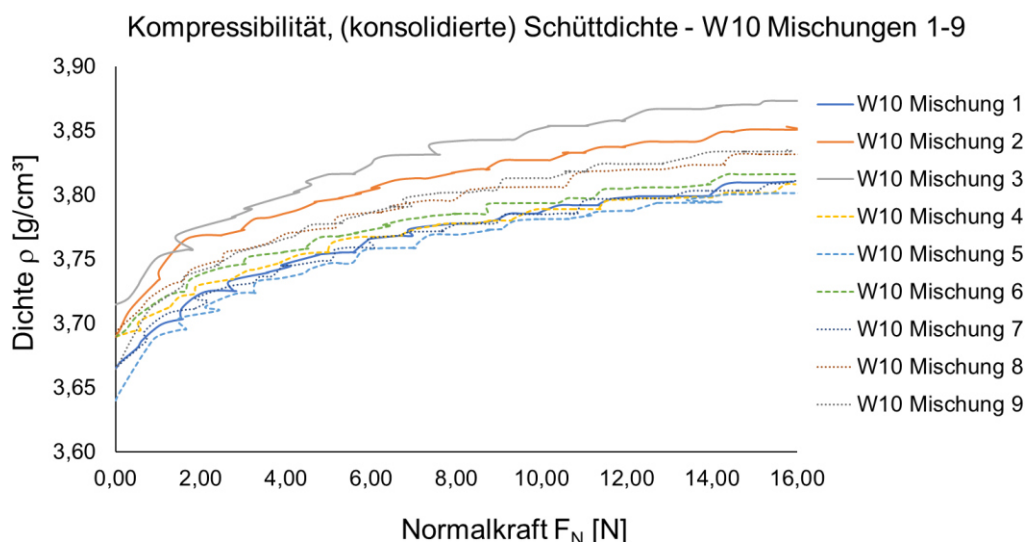


Abbildung 5-48: Kompressibilität – Schüttdichte – W10 Mischungen 1-9

Die Mischungen, welche hohe Anteile der Feinfraktion A enthalten (Mischungen 2, 3, 8 und 9), erreichen hohe Schüttdichten. Die Mischungen der Mittelfraktion B mit der Grobfraktion C (Mischungen 4, 5 und 6) liegen hingegen auf einem ähnlich niedrigen Niveau, vergleichbar mit der Mischung der drei Einzelfraktionen mit dem niedrigsten Gehalt der Feinfraktion A (Mischung 7).

Carr Index

Abbildung 5-49 zeigt die Ergebnisse der Kompressibilitätsuntersuchungen zur Ermittlung der Carr-Indizes für die Mischungen 1 bis 9 des Werkstoffs W10. Die Mischungen 4 und 5, d.h. die Mischungen mit hohen Zugaben der Mittelfraktion B zur Grobfraktion C, zeigen die

niedrigsten Carr-Indizes aller Mischungen und liegen auf dem Niveau wie die der reinen Mittelfraktion B. Durch die gute Fließfähigkeit der größeren Partikeln führen bereits bei niedrigen Konsolidierungskräften zu gut verdichteten Pulverschüttungen. Die Werte der Mischung 10, als Probe mit der höchsten Zugabe der Fraktionen A und B zur Grobfraktion C, liegt über allen anderen Messkurven und zeigt somit die schlechte Verdichtbarkeit. Mischung 4, die Mischung welche nur eine geringe Menge der Mittelfraktion B enthält, zeigt das beste Fließverhalten durch die geringe Zunahme der konsolidierten Schüttdichte bezogen auf die Schüttdichte im unverdichteten Zustand. Die Tendenz, dass ein Pulver mit niedrigerem Carr-Index bessere Fließfähigkeit aufweist, kann bei der Betrachtung der korrespondierenden Hall Flow Testergebnisse (siehe Tabelle 5-40) bestätigt werden.

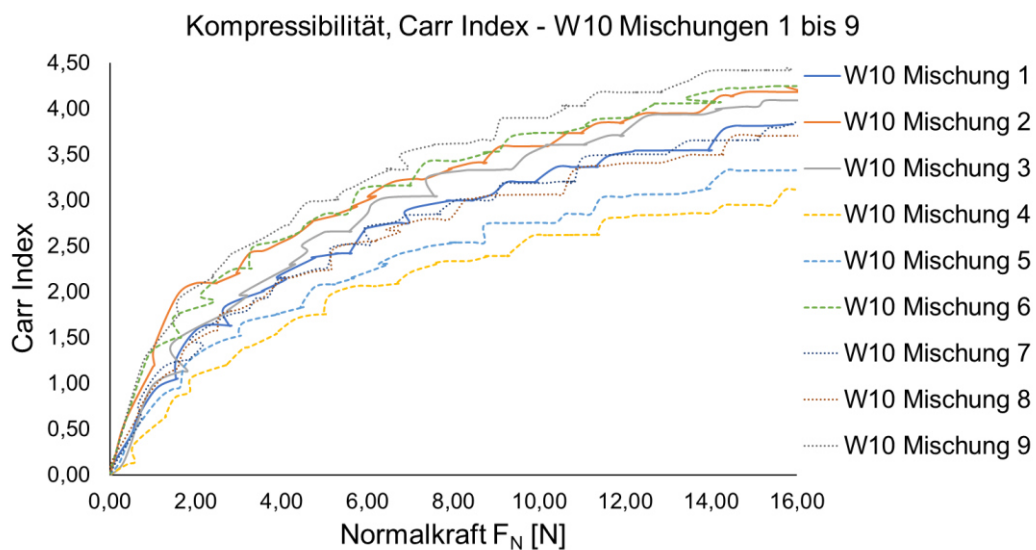


Abbildung 5-49: Kompressibilität – Carr Index – W10 Mischungen 1-9

Kohäsionsstärke (Cohesion Strength): Mischungen von W10

In Abbildung 5-50 sind die Messkurven zur Ermittlung der Kohäsionsstärke der Mischungen 1 bis 9 von Werkstoff W10 dargestellt. Die Kurven zeigen bedingt durch das Vorhandensein von anhaftenden Satelliten einen „schwingenden“ Verlauf.

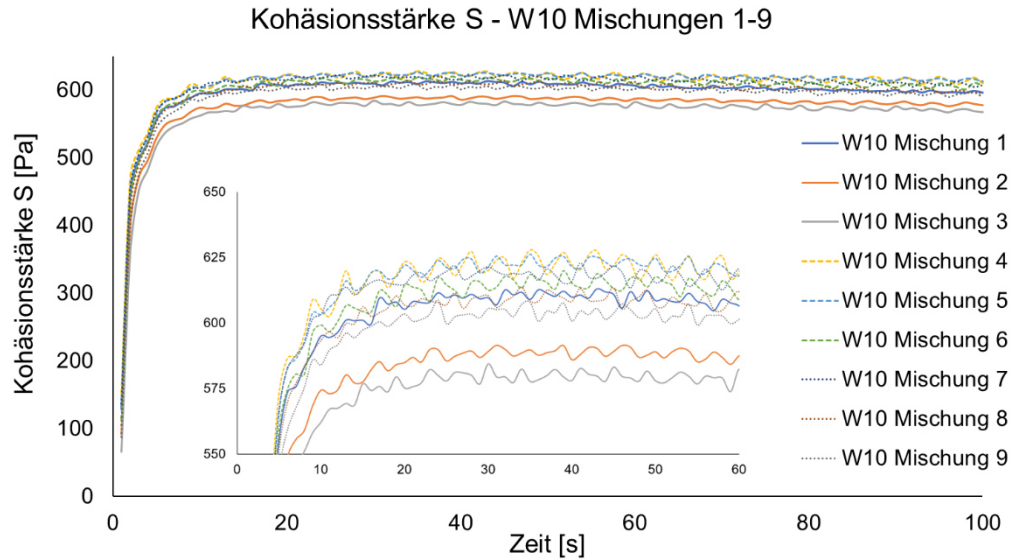


Abbildung 5-50: Kohäsionsstärke S – W10 Mischungen 1-9

Die Mischungen 3 und 2 weisen von allen erstellten Mischungen die niedrigsten Messwerte auf. Durch den hohen Feinanteil und die damit verbundene hohe Anzahl an Kontaktstellen, steigen die Reibungskräfte zwischen den Partikeln signifikant an. Die Mischungen 4, 5 und 6 (Mischungen der Mittelfraktion B und der Grobfraktion C) nehmen die höchsten Werte an und liegen zugleich auf einem sehr ähnlichen Niveau. Innerhalb der Messreihe der Mischungen 7, 8 und 9 kann dieser Trend ebenfalls beobachtet werden, indem Mischung 9 mit 15% A + 15% B in C (d.h. die Mischung mit dem höchsten Anteil der Feinfraktion A) einen niedrigere Plateauwerte aufweist als Mischung 8 (10% A + 10% B in C) und Mischung 7 (5%A + 5% B in C). Bei steigender Zugabe der Feinfraktion wird die Auswirkung auf die Kohäsionsstärke durch eine Überlagerung der intrinsischen Kohäsionsstärke durch die physikalisch wirkende Kohäsionsstärke offenkundig.

In Tabelle 5-43 sind die Kohäsionsstärken S , die gewichteten Kohäsionsstärken S_g und das jeweilige maximale Drehmoment M_{\max} der Messungen der Mischungen 1 bis 9 aufgelistet und unterstreichen die angeführten Beobachtungen.

Tabelle 5-43: Messwerte der Kohäsionsstärke, der gewichteten Kohäsionsstärke und des maximalen Drehmoments der Pulverproben der Mischungen 1-9 von W10

	W10 Mischung 1	W10 Mischung 2	W10 Mischung 3
S [Pa]	604	585	576
S _g [Pa m ³ /kg]	165	159	155
M _{max} [mN m]	48,73	47,13	46,49

	W10 Mischung 4	W10 Mischung 5	W10 Mischung 6
S [Pa]	619	619	611
S _g [Pa m ³ /kg]	168	170	166
M _{max} [mN m]	49,85	49,72	49,34

	W10 Mischung 7	W10 Mischung 8	W10 Mischung 9
S [Pa]	614	604	599
S _g [Pa m ³ /kg]	168	164	164
M _{max} [mN m]	49,27	48,55	48,08

Durch eine Erhöhung des Feinanteils sinkt der Wert der ermittelten Kohäsionsstärke ab. Der Anteil der Feinfraktion A übt wiederum stärkeren Einfluss auf die Messergebnisse aus als dies bei der Mittelfraktion B der Fall ist. Die Mischungen 1, 2 und 3 sowie 7, 8 und 9 enthalten jeweils ansteigende Anteile der Feinfraktion A und zeigen dadurch eine stärkere Veränderung der Messwerte innerhalb der Messserien als dies durch die Zugabe der Mittelfraktion B eintritt. Die Messergebnisse der Mischungen 1, 2 und 3 (A in C) liegen im Bereich der Mittelfraktion B. Die Mischungen 4, 5 und 6 (B in C) tendieren in Richtung der Grobfraktion C. Mischungen aus allen drei Einzelfraktionen nehmen Werte an, die zwischen denen der Fraktionen B und C liegen.

Pressure Drop Methode: Mischungen von W10

Sämtliche Pulverproben die Feinanteil enthalten zeigen bei zu rascher Steigerung der Volumenstromrate eine „Plug“-Bildung. In Abbildung 5-51 ist zu erkennen, dass mit einer Zunahme von Feinanteil in der Grobfraktion der Lockerungspunkt zu niedrigeren Volumenstromraten verschoben wird. Bei einer Zugabe von 30 % Feinanteil zur Grobfraktion (Mischung 3) liegt der „Overshoot-Punkt“ bei 0,45 l/min, bei 20 % Feinanteil (Mischung 2) bei 0,50 l/min und bei 10 % (Mischung 1) bei 0,57 l/min.

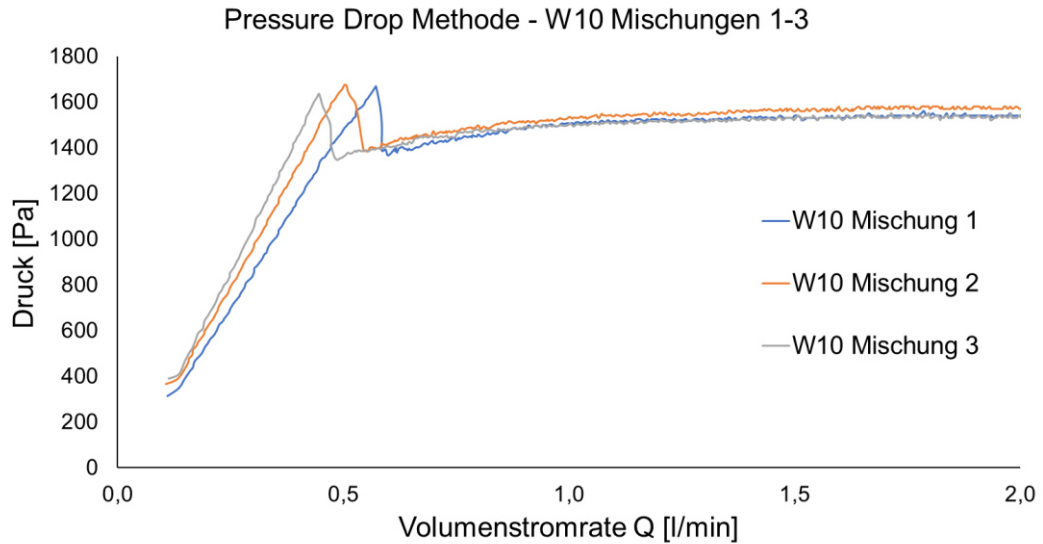


Abbildung 5-51: Pressure Drop Methode – W10 Mischungen 1-3

Bei der Zugabe der Mittelfraktion B zur Grobfraktion C (siehe Abbildung 5-52) zeichnet sich derselbe Trend ab, aber nicht so deutlich ausgeprägt. Die Proben mit einem Mittelfraktionsanteil von 30 % (Mischung 6) zeigen bei 0,55 l/min, mit 20 % (Mischung 5) bei 0,58 l/min und bei der geringsten Zugabe von 10 % (Mischung 4) bei 0,61 l/min der Volumenstromrate die einsetzende Fluidisierung.

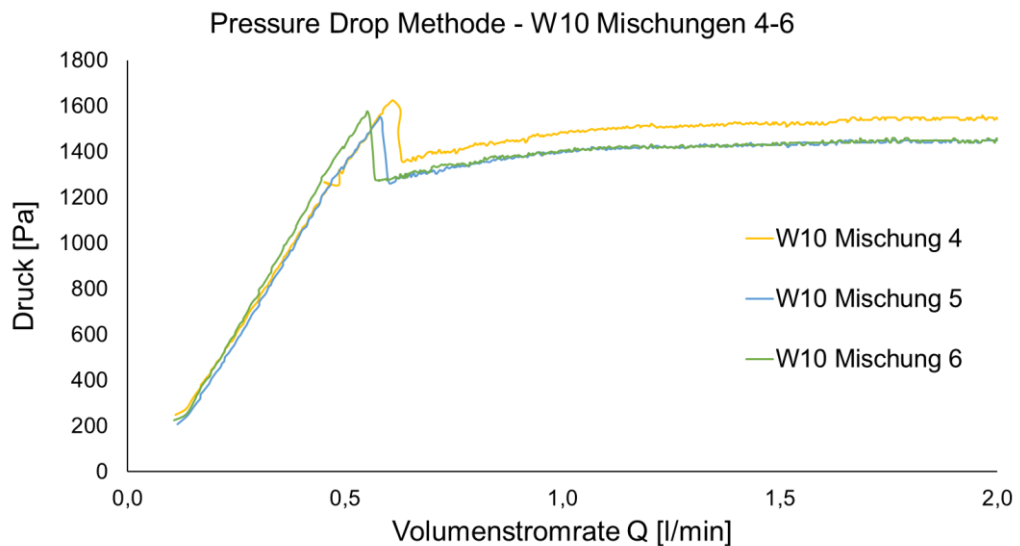


Abbildung 5-52: Pressure Drop Methode – W10 Mischungen 4-6

Bei einer Zugabe von Fein- und Mittelfraktion zur Grobfraktion setzt sich der beobachtete Trend deutlich fort. Der Lockerungspunkt von Mischung 7 (5% A + 5% B in C) wird erst bei einer Volumenstromrate von 0,59 l/min erreicht. Bei Mischung 8 (10% A + 10% B in C) ist dies

bereits bei 0,54 l/min zu beobachten. Bei der mengenmäßig größten Zugabe von jeweils 15 % A und B zur Grobfraktion C sinkt die aufzuwendende Volumenstromrate auf 0,50 l/min ab.

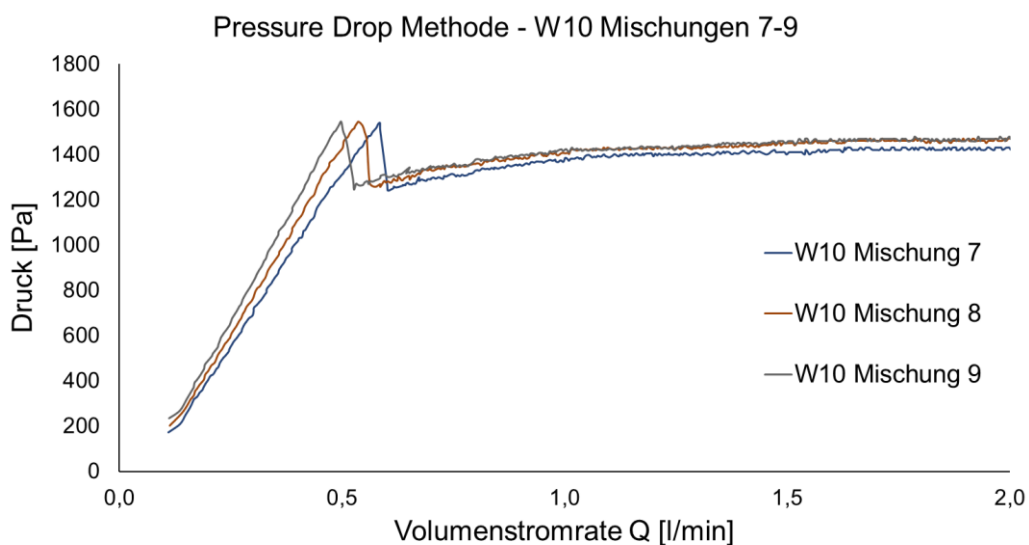


Abbildung 5-53: Pressure Drop Methode – W10 Mischungen 7-9

In Tabelle 5-44 sind die gesammelten Kenndaten der Ergebnisse der Pressure Drop Methode von Mischungen 1 bis 9 des Werkstoffs W10 aufgelistet.

Tabelle 5-44: Messwerte der Pressure Drop Untersuchungen der Mischungen 1 bis 9 von Werkstoff W10

Proben W10	Q_{PD} [l/min]	Differenz zu Q_{PD} der Grobfraktion C [l/min]	p_{PD} [Pa]	$p_{konst.}$ [Pa]	$\Delta p_{PD-p_{konst.}}$ [Pa]	k_{PD} [Pa min/l]
Mischung 1	0,57	-0,04	1667	1540	127	3073,8
Mischung 2	0,50	-0,11	1675	1575	100	3537,1
Mischung 3	0,45	-0,16	1635	1533	102	3955,8
Mischung 4	0,61	0	1625	1546	79	2895,2
Mischung 5	0,58	-0,03	1553	1446	107	3041,7
Mischung 6	0,55	-0,06	1578	1448	130	3246,6
Mischung 7	0,59	-0,02	1539	1425	114	3019,0
Mischung 8	0,54	-0,07	1544	1463	81	3305,5
Mischung 9	0,50	-0,11	1546	1468	78	3577,7

Ein Vergleich zu den Messwerten der reinen Grobfraktion C (Tabelle 5-38, Lockerungspunkt bei 0,61 l/min) zeigt, dass eine Zugabe der Feinfraktion A deutlich stärkeren Einfluss auf die Versuchsergebnisse hat, als es bei der Mittelfraktion zu beobachten ist. Mit zunehmendem

Anteil von Fraktion A in C sinkt die zur Fluidisierung notwendige Volumenstromrate deutlich stärker, als dies bei einer Zugabe der Fraktion B zu C der Fall ist.

Da einige der Mischungen bei Volumenstromraten bis 2 l/min noch kein konstantes Druckmesssignal zeigen, wurden als Druckplateauwerte ($p_{\text{konst.}}$) die Mittelwerte aus dem Volumenstromintervall 1,90-2,0 l/min errechnet. Es ist anzumerken, dass die Messkurven innerhalb der Messserien „Mischungen 1-3“ und „Mischungen 7-9“, d.h. Mischungen die Anteile der Feinfraktion A enthalten, sehr ähnliche Kurvenverläufe zeigen, wobei hauptsächlich die Volumenstromraten der Lockerungspunkte und die Steigungen der Druckanstiegsabschnitte variieren. Die Mischungen 4, 5 und 6, (Mischungen der Mittelfraktion B mit der Grobfraktion C) weisen durch die Ähnlichkeit der beiden Fraktionen weniger deutliche Unterschiede auf.

Valverde Methode: Mischungen von W10

Bei den Versuchen der Valverde Methode der Mischungen ist ähnlich zu den zuvor beschriebenen Versuchen bei einer Volumenstromrate kein konstantes Drucksignal gemessen worden. Für die Auswertung wurden deshalb die Mittelwerte der Druckwerte zwischen den Volumenstromraten von 1,90-2,0 l/min herangezogen.

In Abbildung 5-54 sind die Messkurven der Valverde Methode der W10-Mischungen 1, 2 und 3 bei 3, 6 und 9kPa Flächenpresskraft dargestellt.

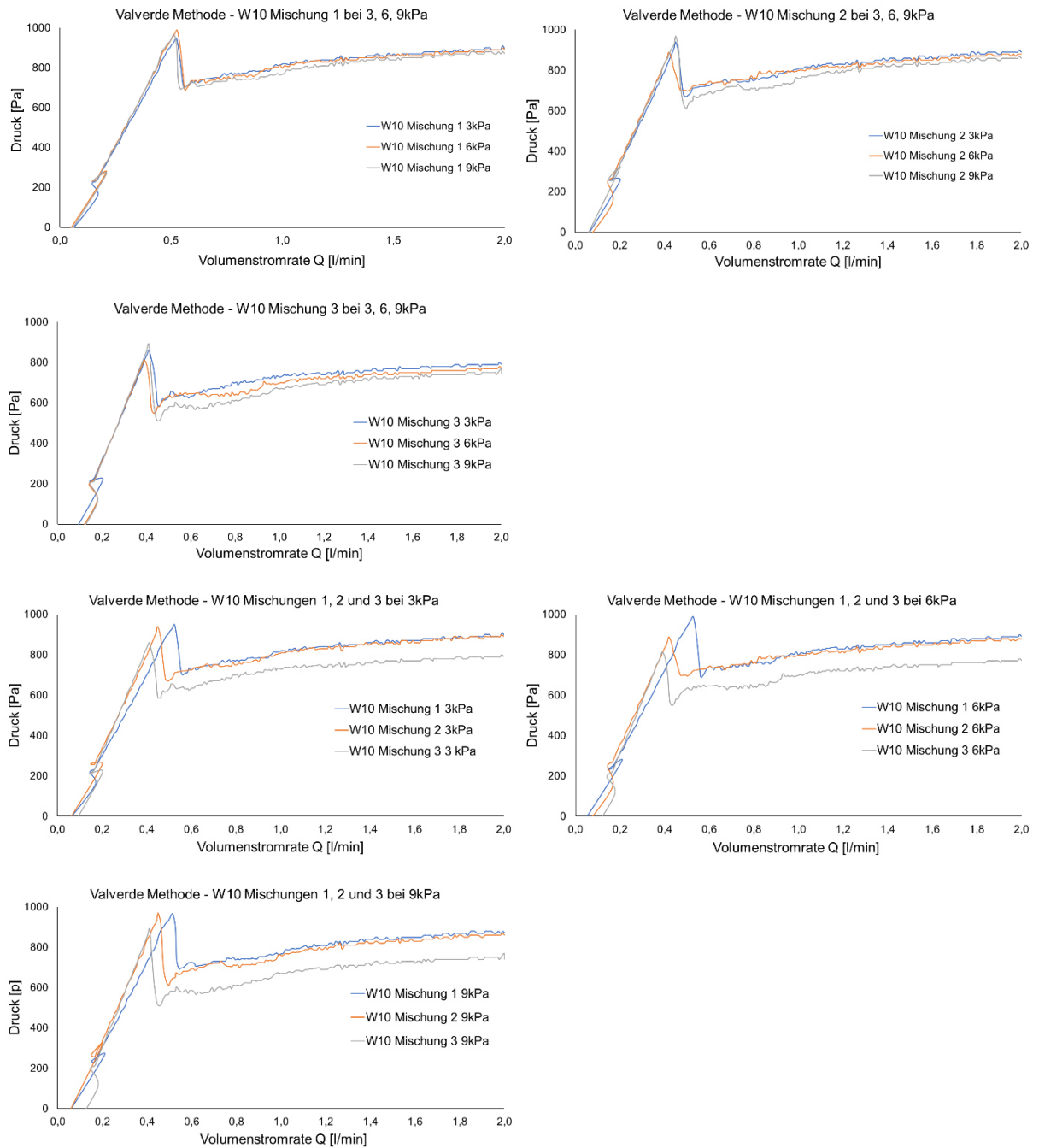


Abbildung 5-54: Valverde Methode – W10 Mischungen 1, 2 und 3

Die Druckentwicklung der Messkurven der Mischung 1 zeigen unter der Wirkung der drei unterschiedlichen Flächenpresskräften Verläufe auf sehr ähnlichem Druckniveau. Durch eine Erhöhung der Zugabe der Feinfraktion A zur Grobfraktion C (Mischungen 2 und 3) werden Abweichungen im Druckniveau zwischen den Kurven sichtbar. Die Abnahme der Permeabilität der Proben wird sowohl durch eine Zunahme feiner Partikel (Mischung 1 → Mischung 2 →

Mischung 3) als auch durch die Erhöhung der Flächenpresskräfte (3 kPa → 6 kPa → 9 kPa) durch die größer werdenden Steigungen signalisiert. Die Permeabilität der Mischung 3 (30% A in C) weist durch den höchsten Anteil feiner Partikel die niedrigsten Werte aller erstellten Mischungen auf. Dieser Trend wird auch durch die am Lockerungspunkt ermittelten Volumenstromraten bestätigt. Während durch die bessere Durchlässigkeit der Mischung 1 die Fluidisierung erst bei ca. 0,52 l/min einsetzt, sinken die Werte bei Mischung 2 auf 0,54 l/min und bei Mischung 3 schließlich auf den niedrigsten Wert sämtlicher Mischungsproben auf ca. 0,41 l/min ab. Eine vergleichbare Tendenz zeigen die aufgezeichneten Maximaldruckwerte am Lockerungspunkt. Es ist anzumerken, dass die Mischungen der Feinfraktion A mit der Grobfraktion C, im Gegensatz zu den restlichen Mischungen, bei den Zugfestigkeitswerten bei den unterschiedlichen Flächenpresskräften keinen eindeutigen Trend erkennen lassen. Während bei den Mischungen der Mittelfraktion B mit der Grobfraktion C und den Mischungen der drei Einzelfraktionen die Zugfestigkeit durch eine Erhöhung der Beimengungen immer ansteigt, variieren die Werte bei den Mischungen 1, 2 und 3 innerhalb der 3 kPa-, 6 kPa- und 9 kPa-Messungen stark. Bei den 9 kPa-Messungen zeigt sich aber der beobachtete Trend der Messungen der Einzelfraktionen, dass mit einer Zunahme feiner Partikel die Zugfestigkeit steigt (90 kPa → 108 kPa → 140 kPa). Bedingt durch die geringere Anzahl großer Partikel (mit anhaftenden Satelliten) der Mischungen 1, 2 und 3 werden niedrigere Zugfestigkeiten im Vergleich zu den restlichen Mischungen ermittelt.

Die bei den Mischungen der Feinfraktion A mit der Grobfraktion C beschriebenen Beobachtungen sind bei den Mischungen der Mittelfraktion B mit der Fraktion C in abgeschwächter Form zu beobachten. Die ermittelten Kennwerte weisen geringere Differenzen, als dies bei der Feinfraktion der Fall ist, auf. In Abbildung 5-55 sind die Messkurven der Valverde Methode der W10-Mischungen 4, 5 und 6 bei 3, 6 und 9 kPa Flächenpresskraft dargestellt. Durch eine Erhöhung der Zugabe der Mittelfraktion bzw. der Flächenpresskräfte sinkt die Permeabilität was sich in einer Zunahme der Steigung der Druckanstiegskurve bis zum Lockerungspunkt bzw. durch eine Absenkung der zur einsetzenden Fluidisierung notwendige Volumenstromrate zeigt. Mischung 4 zeigt von allen hergestellten Pulverproben die niedrigste Steigung der Druckanstiegskurve und somit die höchste Permeabilität auf. Die ermittelten Kennwerte der Zugfestigkeiten der Mischungen 4, 5 und 6 zeigen sowohl bei den unterschiedlichen Flächenpresskräften innerhalb der Mischungen, als auch bei den Mischungen zueinander einen eindeutigeren Trend, als dies bei den Mischungen mit der Feinfraktion der Fall ist. Durch eine Zunahme der Flächenpresskräfte bzw. einer Erhöhung der Zugabe der Mittelfraktion zur Grobfraktion steigt die Zugfestigkeit der Pulverproben an. Bedingt durch den geringeren Partikelgrößenunterschied der Fraktionen und die größeren Einzelpartikeldurchmesser, folgen sämtliche Kennwerte den beschriebenen Beobachtungen. Dem Trend widersprüchliche Messungen können nicht festgestellt werden.

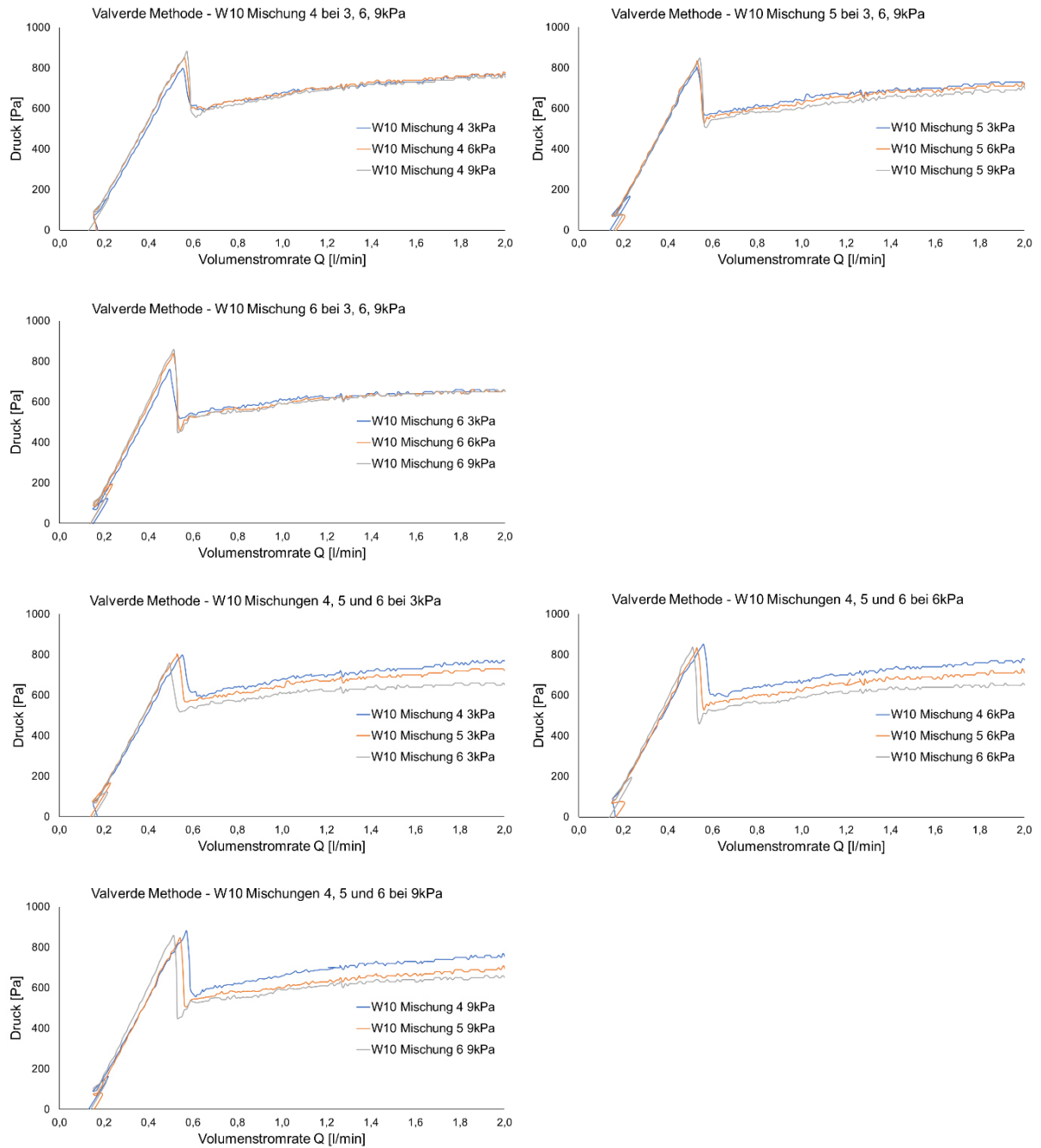


Abbildung 5-55: Valverde Methode – W10 Mischungen 4, 5 und 6

Die beschriebenen Beobachtungen bezüglich der Permeabilität durch eine Zugabe feinerer Fraktionen zur Grobfraktion C können auch bei der letzten Messserie mit den Mischungen 7, 8 und 9 übernommen werden. Eine Erhöhung der Zugaben senkt die Permeabilität grundsätzlich ab. Die Messungen der 3 kPa-Versuche der Mischungen 7 und 8 weisen im Vergleich zu den restlichen Proben quantitativ stark abweichende Ergebnisse auf, die allerdings zu vernachlässigen sind. In Abbildung 5-56 sind die Messkurven der Valverde Methode der W10-Mischungen 7, 8 und 9 bei 3, 6 und 9kPa Flächenpresskraft dargestellt.

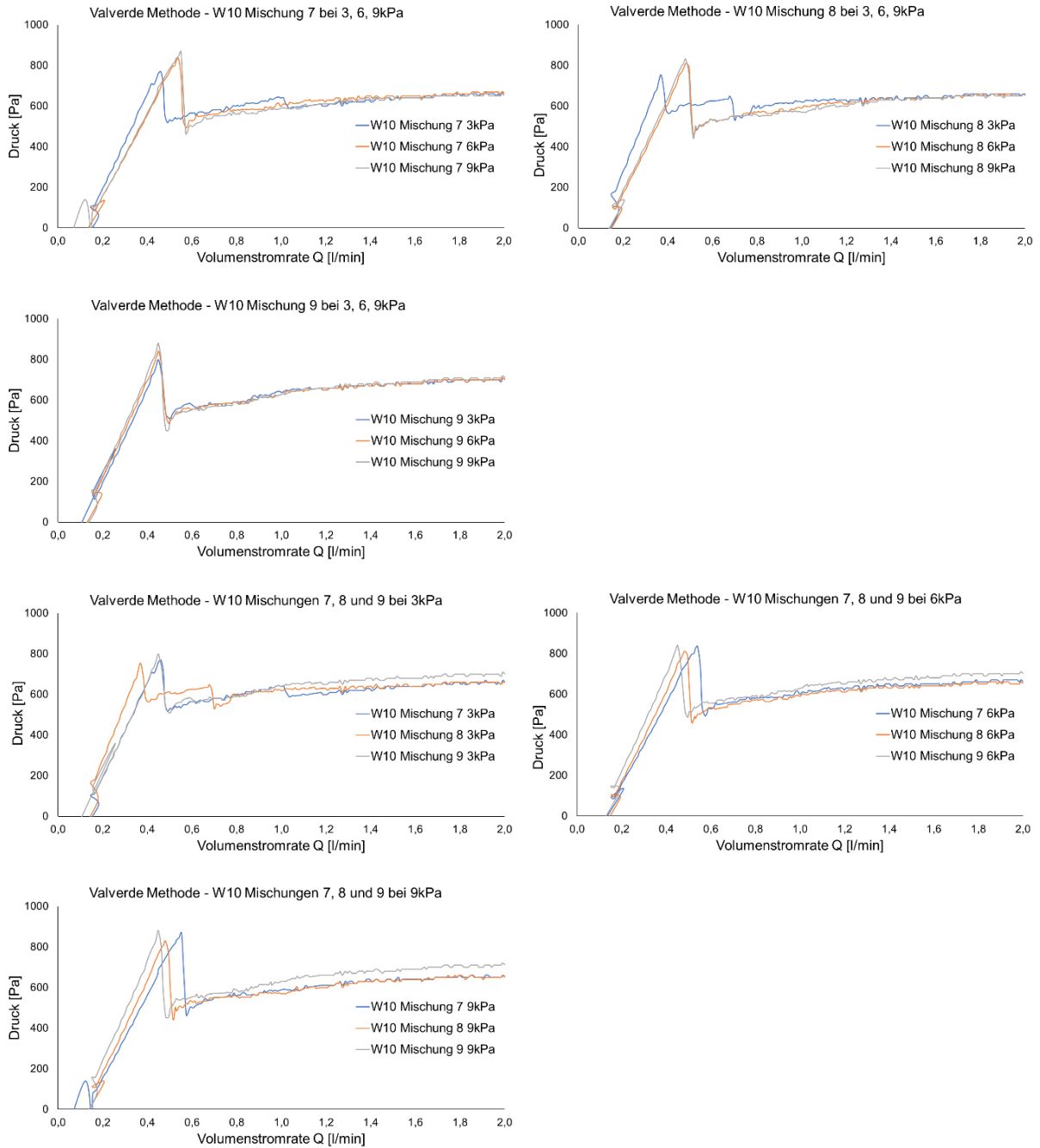


Abbildung 5-56: Valverde Methode – W10 Mischungen 7, 8 und 9

Ein Vergleich der Zugfestigkeiten der „binären“ Mischungen (A in C und B in C) zu den Mischungen der drei Einzelfractionen (A+B+C) zeigt den komplexen Zusammenhang der Pulvereigenschaften in Abhängigkeit der Partikelgrößenverteilung durch die eingestellten Mischungsverhältnisse. Am Beispiel der 9 kPa-Kurven kann beobachtet werden, dass innerhalb der Messserien der Mischungen 1, 2 und 3 sowie 4, 5 und 6, analog zu den Messungen der Einzelfractionen, die Zugfestigkeiten der Pulverproben durch eine Erhöhung der Zugabe von A bzw. B zur Grobfraction C steigen, während bei Mischungen 7, 8 und 9 die Werte abnehmen. Mischung 7, welche im Hall Flow Test die beste Fließfähigkeit der

Mischungen gezeigt hat, weist bei den 6 kPa- und 9 kPa-Messungen die höchsten Zugfestigkeitswerte aller Mischungen auf. Während bei den binären Mischungen die konstanten Druckwerte ($p_{\text{konst.}}$) am Ende der Versuche durch eine Erhöhung der Zugabe der Fein- und Mittelfraktion absinken, bleiben diese bei den Mischungen 7 und 8 konstant bzw. steigen bei Mischung 9 an.

Probe	F_N [kPa]	Q_{PD} [l/min]	p_{PD} [Pa]	$p_{\text{konst.}}$ [Pa]	$\Delta p_{PD}-p_{\text{konst.}}$ Zugfestigkeit [Pa]	k_{PD} [Pa min/l]
W10 Mischung 1	3	0,52	950	895	55	2031
	6	0,53	990	889	101	2107
	9	0,51	966	876	90	2143
W10 Mischung 2	3	0,45	939	891	48	2342
	6	0,42	889	878	29	2412
	9	0,45	969	861	108	2465
W10 Mischung 3	3	0,41	860	792	68	2561
	6	0,39	814	772	42	2643
	9	0,41	890	750	140	2738
W10 Mischung 4	3	0,55	798	767	31	1920
	6	0,56	850	769	81	1957
	9	0,57	880	756	124	1978
W10 Mischung 5	3	0,53	803	728	75	2027
	6	0,53	833	714	119	2069
	9	0,54	845	693	152	2092
W10 Mischung 6	3	0,50	760	656	104	2097
	6	0,51	836	653	183	2187
	9	0,51	856	654	202	2229
W10 Mischung 7	3	0,46	768	661	107	2283
	6	0,54	835	667	168	2038
	9	0,55	868	654	214	2091
W10 Mischung 8	3	0,37	753	659	94	2704
	6	0,48	810	655	155	2275
	9	0,48	830	651	179	2321
W10 Mischung 9	3	0,45	799	701	98	2368
	6	0,45	839	701	138	2430
	9	0,45	879	709	168	2503

6. Globale Diskussion und Bewertung der Versuchsergebnisse

Dem L-PBF Prozess, als Hauptvertreter der additiven Fertigungsverfahren zur Herstellung metallischer Bauteile aus pulverförmigen Ausgangswerkstoff, wird ein disruptiver Charakter gegenüber etablierten Herstellungsverfahren zugesprochen. Dennoch wirken sich verfahrensspezifische Merkmale, wie beispielsweise die hohen Produktionskosten oder das eingeschränkte und wenig vielfältige Pulverwerkstoffangebot, limitierend für einen wirtschaftlichen Einsatz bei einer Vielzahl von Anwendungsfällen aus. Werkstoffe, welche nach der Erschmelzung durch den Laser und der äußerst raschen Abkühlung ein hohes Härteniveau erreichen, können an Standardanlagen mit Bauplattformheizung bis maximal 200 °C nicht rissfrei hergestellt werden. Um das Verhalten von elf stahlbasierten Werkstoffen im L-PBF Prozess bewerten zu können, wurden ausführliche Prozessparameter- und Wärmebehandlungsstudien durchgeführt und die mechanisch-technologischen Eigenschaften ermittelt. Die in dieser Arbeit untersuchten Warmarbeits-, Schnellarbeits- oder Kunststoffformenstähle mit hohen Kohlenstoffgehalten >0,4 % neigen während des Prozesses bzw. bei der Abkühlung zu starker Rissbildung im Gefüge sowie Delamination der Einzelschichten. Die betrachteten Werkstoffe, welche einen Kohlenstoffgehalt von bis zu 0,2 % aufweisen, konnten mit vergleichbaren Eigenschaftsprofilen wie das über konventionelle Herstellung gefertigte Vergleichsmaterial verarbeitet werden. Einen wichtigen Aspekt stellt dabei allerdings eine Anpassung der Wärmebehandlungsprozedur dar, da additiv gefertigte Proben im as-built Zustand zumeist eine höhere Härte und somit geringere Zähigkeit aufweisen. Nach der Optimierung der Prozessparameterdaten und der Durchführung angepasster Wärmebehandlungen konnten neben ausgezeichneten Festigkeitskennwerten und geringfügig niedrigeren Zähigkeitseigenschaften vergleichbare bzw. bessere Gebrauchseigenschaften (z.B. Beständigkeit gegen Pitting beim nichtrostenden ferritisch-austenitischen Duplexstahl oder äußerst hohe Zähigkeitswerte des kavitationsbeständigen weichmartensitischen Stahls GX4CrNi13-4) erzielt werden. Ausschlaggebend für die guten mechanischen und technologischen Kennwerte sind die hohe Reinheit der Pulverwerkstoffe und das sehr feinkörnige Gefüge der erzeugten Probenmaterialien. Als ausgesprochenes Qualitätsmerkmal sind dabei die äußerst geringen Standardabweichungen der Messwerte der ermittelten Zugfestigkeiten, Kerbschlagbiegearbeiten und Härteprüfungen anzusehen. Wie am Beispiel des Kunststoffformenstahls (W6) mit 0,2 % C gezeigt werden konnte, können die Werkstoffhärten in Abhängigkeit von der Probengeometrie bei erhöhtem Kohlenstoffgehalt mit der Bauhöhe sehr stark variieren. Dieser Effekt, welcher auf die unterschiedliche Phasenzusammensetzung bedingt durch variierende Restaustenitgehalte zurückzuführen ist, kann zwar durch eine Wärmebehandlung beseitigt werden, kann aber bei weiter gesteigerten

C-Gehalten bereits während des Bauprozesses zu Rissbildung ab größeren Bauhöhen führen. Zudem zeigt die chemische Analyse bei Legierungen mit hohen Kohlenstoff- oder Stickstoffgehalten eine nicht vernachlässigbare Abnahme der C- bzw. N-Gehalte durch den Verdünnungs- bzw. Bauprozess. Eine signifikante Sauerstoffaufnahme, bedingt durch die große spezifische Oberfläche des Pulverwerkstoffs, konnte hingegen in den erzeugten Prüfkörpern nicht nachgewiesen werden. Die analysierten Pulverwerkstoffe haben auf Grund ihrer äußerst unterschiedlichen Pulvercharakteristiken deutliche Unterschiede bei der Verarbeitbarkeit und den durchgeführten Pulveruntersuchungen gezeigt. Pulver mit einem stark kohäsiven Erscheinungsbild zeigen beim schichtweisen Pulverauftrag ein unebenes und zerklüftetes Pulverbett. Porenfreie Probekörper sind aber nur bei einem gleichmäßig ebenen und glatten Pulverbett möglich. Einige Pulver zeigten aufgrund der Partikelgrößenverteilung sowie kohäsiven Eigenschaften (bedingt durch anhaftende Satelliten oder erhöhtem Feinkornanteil) eine eingeschränkte Fließfähigkeit. Standardpulveruntersuchungen, welche nicht speziell an diese Art von Metallpulver angepasst wurden, versagen bei der Bewertung der Gebrauchseigenschaften und Bewertung der Fließfähigkeit, wie beispielsweise der Hall Flow Trichterversuch. Da als Vorteil beim L-PBF Prozess die Wiederverwendbarkeit, nach einem Siebvorgang als Aufbereitungsschritt, gesehen wird, wurde mit Hilfe von Standarduntersuchungen sowie rheologischen Untersuchungsmethoden die Veränderungen der Pulvercharakteristik durch mehrmaligen Gebrauch analysiert und durch die Ermittlung der dazugehörigen mechanischen Eigenschaften von Probekörpern verglichen. Mit Hilfe der eingesetzten Rheometeruntersuchungsmethoden konnten Abweichungen zum Neuzustand festgestellt werden, die sich allerdings in den ermittelten mechanischen Eigenschaften nicht widerspiegeln. Dieselben Untersuchungsmethoden wurden auch auf Einzelfractionen (<25 μ m, 25-32 μ m und >32 μ m) und daraus erstellten Mischungen angewendet. Auf diese Weise konnten die Einflüsse der Partikelgrößenverteilung und die Pulvermorphologie, im Speziellen der Einfluss anhaftender Satelliten, auf das Fließverhalten, die Komprimierbarkeit, die Permeabilität und die Zugfestigkeit von AM-Metallpulvern dargestellt werden.

7. Zusammenstellung wesentlicher Erkenntnisse und Ausblick

Ein wesentlicher Faktor, welcher der Erweiterung des Einsatzgebiets der pulverbettbasierten additiven Fertigungsverfahren entgegenwirkt, ist das Angebot anwendungsspezifischer Pulverwerkstoffe. Anhand der in diese Arbeit untersuchten Pulverwerkstoffe konnte gezeigt werden, dass Werkstoffsysteme, welche grundsätzlich als schweißbar einzustufen sind, durch eine Verwendung im L-PBF Prozess mit vergleichbaren Material- und Gebrauchseigenschaften wie herkömmlich hergestellte Werkstoffe verarbeitet werden können (W1, W6, W7, W8, W9, W10, W11). Besonderes Augenmerk bei der Auswahl geeigneter Materialien ist auf den Kohlenstoffgehalt und das damit zusammenhängende Härteniveau, welches sich während des Bauprozesses einstellt, zu legen. Bei Kohlenstoffgehalten bis ca. 0,2 %C ist die Verarbeitbarkeit gegeben, auch wenn bei höheren C-Gehalten (W5, W6) eine geringfügige Abnahme (ca. 0,02-0,03 %) desselben zu beobachten ist. Bei stickstofflegierten Stahlgüten ist bei der Pulvererzeugung (Verdüsung mit Argon als Schutzgas) aus Vormaterial, welches bereits die geplante chemische Zusammensetzung besitzt, darauf zu achten, dass es zu einer starken Abnahme des N-Gehalts kommen kann (W6). Durch die Verwendung im L-PBF Prozess kann der N-Gehalt weiter absinken, wobei die Abnahme beim Einsatz von Argon als Schutzgas stärker ausgeprägt ist als unter Stickstoffschutzgas (W5, W6). Mitunter kann die Stickstoffabnahme der erzeugten Bauteile trotz Stickstoffschutzgas aber ebenfalls deutlich messbar sein (W7). Bei chromlegierten Güten bleibt der für eine gute Korrosionsbeständigkeit notwendige hohe Cr-Gehalt durch den L-PBF Prozess erhalten (W7). Durch den hohen Reinheitsgrad der Pulverwerkstoffe, als Resultat des mehrfachen Umschmelzens bei der Erzeugung der Pulver, bleibt die Korrosionsbeständigkeit erhalten. Kommt es während des Bauprozesses, bedingt durch ein überhöhtes Härteniveau, zur Rissbildung im Gefüge, kann die Rissneigung auch durch eine Erhöhung der Substratplattformtemperatur auf 200 °C nicht kompensiert werden (W2, W3, W4, W5). Abhilfe kann durch weitere Anhebung der Substratplattformtemperatur oder der Bauraumtemperatur geschaffen werden. Die Verwendung eines zweiten Laserstrahls zur Vor- bzw. Nacherwärmung des Pulverbetts oder bereits aufgebauter Bauteilbereiche, mit dem Ziel, eine Minimierung der Rissneigung zu erzielen, kann einen zukünftigen Forschungsschwerpunkt darstellen. Abschließend kann festgestellt werden, dass durch die Ermittlung geeigneter Prozessparameter für den L-PBF Prozess und die Anpassung der Wärmebehandlungsprozeduren (Temperatur sowie Haltezeiten), neue Werkstoffe mit ausgezeichneten mechanisch-technologischen Kennwerten hergestellt werden können, welche zudem äußerst geringe Standardabweichungen bei der Zug- und Kerbschlagbiegeprüfung aufweisen.

Bei der (Wieder)-Verwendung der Pulverwerkstoffe im L-PBF Prozess muss auf eine ordnungsgemäße Lagerung und auf eine optimal abgestimmte Klimatisierung der

Räumlichkeiten geachtet werden. AM-Pulver reagieren, bedingt durch ihre sehr große spezifische Oberfläche als Resultat des Pulverpartikelgrößenbereichs von 15 (20) – 45 (53) μm , äußerst anfällig auf die vorherrschende Luftfeuchtigkeit. Dies wird vor allem bei der Durchführung der Pulvercharakterisierungsverfahren deutlich. Der stark hygroscopische Charakter dieser Pulver führt dazu, dass trotz Vortrocknung der Proben, z.B. für den Hall-Flow Test, luftfeuchtigkeitsabhängige Messwerte beobachtet werden können (siehe Hall-Flow Messwerte aus Kapitel 5.2 für die Pulverproben der Baujobs, der Fraktionen sowie der Pulvermischungen). Für die Charakterisierung der Pulvereigenschaften stellt die Anwendung eines Rheometers, neben den Standarduntersuchungsmethoden der VDI-Richtlinie 3405 Blatt 2.3, eine vielversprechende Ergänzung dar. Die in dieser Arbeit angewendeten rheometrischen Untersuchungsmethoden bieten die Möglichkeit, sowohl das Verhalten von Pulvern zu analysieren als auch allgemeine Richtlinien (z.B. für die Definition von Arbeitsschutzmaßnahmen) für den sicheren Umgang mit diesen feinen Pulvern zu erarbeiten. Als Beispiel kann hier die Bestimmung des Deaeration-Verhaltens genannt werden, da damit Grenzwerte für die Staubbildung während der Handhabung ermittelt werden können. Je höher der Anteil an feinen Partikeln eines Pulvers liegt, desto weiträumiger und länger werden sich diese Partikel in der Umgebungsluft verteilen. Es hat sich auch gezeigt, dass die Messtechnik des verwendeten Rheometers sensitiv genug ist, um bereits geringfügige Unterschiede, welche sich durch eine Wiederverwendung ergeben, detektiert werden können. Durch weiterführende Untersuchungen zur Änderung der Pulvercharaktereigenschaften durch wiederholte Aufbereitung kann ein Leitfaden für die Wiederverwendbarkeit und etwaiges notwendiges Auffrischen des verwendeten Pulverwerkstoffs mit neuwertigem Pulver erstellt werden. Verschiedene Hersteller von AM-Anlagen empfehlen diesen Schritt bereits nach wenigen Siebvorgängen. Um die Wirtschaftlichkeit des L-PBF Prozesses zu erhöhen, ist eine genaue Kenntnis über eine Verschlechterung der Gebrauchseigenschaften notwendig. Dies kann durch den Vergleich der sich im L-PBF Prozess ergebenden Materialeigenschaften mit definierten Grenzwerten der rheometrischen Untersuchungsmethoden (z.B. Pressure Drop Methode – Steigung der Volumenstromrate, Volumenstromrate am Lockerungspunkt) erreicht werden. Die maximale Anzahl der Recyclingvorgänge, welche eine Auffrischung mit neuwertigem Pulverwerkstoff notwendig macht, muss dafür für jeden Pulverwerkstoff einzeln ermittelt werden. Auch der Einfluss von vorhandenen Satelliten an den Partikeloberflächen wird anhand verschiedener Messmethoden deutlich erkennbar (Verdichtbarkeit, Kohäsionsstärke, Zugfestigkeitswerte). Daraus abgeleitete Aussagen über den Einfluss anhaftender Satelliten (oder nicht-sphärischer Partikel) sollte durch Pulveraufzugsversuche verifiziert werden. Um mit den gewonnenen Erkenntnissen der rheologischen Untersuchungen allgemein gültige Aussagen treffen zu können, ist eine Ausweitung der untersuchten Pulver auf andere Stahl- sowie Aluminium- und Titanwerkstoffe von zukünftigem Interesse.

Abkürzungsverzeichnis

L-PBF	Laser Powder Bed Fusion
SLM	Selective Laser Melting
EBM	Electron Beam Melting
LMD	Laser Metal Deposition
CAD	Computer Aided Design
STL	Standard Triangulation Language
WEZ	Wärmeeinflusszone
AM	Additive Manufacturing
PSD	Particle Size Distribution
d_{10}, d_{50}, d_{90}	Partikelgrößenkennzahlen
PPP	Part Property Profiles
P	Laserleistung [W]
v	Scangeschwindigkeit [m/s]
t_L	Schichtstärke [mm, μm]
d_H	Hatchabstand [mm, μm]
Φ	Überlapp-Rate [%]
E_{Vol}	Volumenenergieeintrag [J/mm^3]
HV	Härte nach Vickers
HRc	Härte nach Rockwell
σ	Spannung [N/mm^2]
ε	Dehnung [%]
R_m	Zugfestigkeit [MPa]
$R_{p0,2}$	Dehngrenze bei 0,2% Dehnung [MPa]
A_g	Gleichmaßdehnung [%]
A_v	Kerbschlagarbeit [J]
M_s	Martensitstarttemperatur [$^{\circ}\text{C}$]
Q_{PD}	Volumenstromrate bei Erreichen des Lockerungspunkts [l/min]
p_{PD}	Druckmesswert bei Erreichen des Lockerungspunkts [Pa]
$p_{konst.}$	Konstantes Drucksignal bei vollständiger Fluidisierung [Pa]
k_{PD}	Steigung des Drucksigalanstiegs bis zum Lockerungspunkt [$\text{Pa min}/\text{l}$]
F_N	Normalpresskraft der Valverde Methode [kPa]
ρ_{Sch}	Schüttdichte [g/cm^3]
S	Kohäsionsstärke [Pa]
S_g	gewichtete Kohäsionsstärke [$\text{Pa m}^3/\text{kg}$]
M_{Max}	Drehmoment [mN m]

Literaturverzeichnis

- [1] M. Kumke, Methodisches Konstruieren von additiv gefertigten Bauteilen, Springer Fachmedien Wiesbaden, 2018.
- [2] L. Cordova, M. Campos, T. Tinga, Revealing the Effects of Powder Reuse for Selective Laser Melting by Powder Characterization, JOM, Vol. 71, Issue 3, 2019, S. 1062–1072.
- [3] T. Wohlers, Wohlers report 2019, 3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry, Wohlers Associates, Inc, Fort Collins, Colorado, 2019.
- [4] A. Gebhardt, Generative Fertigungsverfahren, Additive Manufacturing und 3D Drucken für Prototyping - Tooling - Produktion, 1. Aufl., Carl Hanser Fachbuchverlag, München, 2013.
- [5] B. Song, S. Dong, S. Deng, H. Liao, C. Coddet, Microstructure and tensile properties of iron parts fabricated by selective laser melting, Optics & Laser Technology, Vol. 56, 2014, S. 451–460.
- [6] I. Gibson, The changing face of additive manufacturing, Journal of Manufacturing Technology Management, Vol. 28, Nr. 1, 2017, S. 10–17.
- [7] Y. Huang, M. C. Leu, J. Mazumder, A. Donmez, Additive Manufacturing: Current State, Future Potential, Gaps and Needs, and Recommendations, Journal of Manufacturing Science and Engineering, Vol. 137, Issue 1, 2015, S. 525.
- [8] K. S. Prakash, T. Nancharaih, V. S. Rao, Additive Manufacturing Techniques in Manufacturing - An Overview, Materials Today: Proceedings, Vol. 5, Issue 2, Part 1, 2018, S. 3873–3882.
- [9] T. D. Ngo, A. Kashani, G. Imbalzano, K. T.Q. Nguyen, D. Hui, Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges, Composites Part B: Engineering, Vol. 143, 2018, S. 172–196.
- [10] J.-P. Kruth, P. Mercelis, J. van Vaerenbergh, L. Froyen, M. Rombouts, Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting, Rapid Prototyping Journal, Vol. 11, Nr. 1, 2005, S. 26–36.
- [11] Ch. Klahn, Additive Manufacturing Process Principles - Collection of Illustrations on Principles of Additive Manufacturing Processes: SLM Ishikawa Diagram, https://www.research-collection.ethz.ch/bitstream/handle/20.500.11850/181623/SLM_Ishikawa-Diagram.jpg?sequence=13&isAllowed=y, Lizenz- und Rechtevermerk: Creative Commons Attribution-ShareAlike 4.0 International, abgerufen am 08.05.2019.
- [12] E. Wycisk, Ermüdungseigenschaften der laseradditiv gefertigten Titanlegierung TiAl6V4, Springer Verlag, Berlin, 2017.
- [13] J. P. Kruth, X. Wang, T. Laoui, L. Froyen, Lasers and materials in selective laser sintering, Assembly Automation, Vol. 23, Nr. 4, 2003, S. 357–371.

- [14] D. D. Gu, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe, Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms, *International Materials Reviews*, Vol. 57, Issue 3, 2012, S. 133–164.
- [15] N. K. Tolochko, Y. V. Khlopkov, S. E. Mozzharov, M. B. Ignatiev, T. Laoui, V. I. Titov, Absorptance of powder materials suitable for laser sintering, *Rapid Prototyping Journal*, Vol. 6, Nr. 3, 2000, S. 155–161.
- [16] N. B. Dahotre, S. P. Harimkar, *Laser Fabrication and Machining of Materials*, 1. Aufl., Springer Verlag US, 2008.
- [17] P. A. Lykov, E. V. Safonov, A. M. Akhmedianov, Selective Laser Melting of Copper, *Materials Science Forum*, Vol. 843, 2016, S. 284–288.
- [18] D. Becker, *Selektives Laserschmelzen von Kupfer und Kupferlegierungen*, 1. Aufl., Apprimus Verlag, Aachen, 2014.
- [19] T. Q. Tran, A. Chinnappan, J. K. Y. Lee, N. H. Loc, L. T. Tran, G. Wang, V. V. Kumar, W. A. D. M. Jayathilaka, D. Ji, M. Doddamani, S. Ramakrishna, 3D Printing of Highly Pure Copper, *Metals*, Vol. 9, Nr. 7, 2019, S. 756.
- [20] A. Ladewig, G. Schlick, M. Fisser, V. Schulze, U. Glatzel, Influence of the shielding gas flow on the removal of process by-products in the selective laser melting process, *Additive Manufacturing*, Vol. 10, 2016, S. 1–9.
- [21] I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, *Additive manufacturing technologies, 3D printing, rapid prototyping and direct digital manufacturing*, 2. Aufl., Springer US, New York, 2015.
- [22] B. Vranken, R. Wauthle, J.-P. Kruth, 2, Van Humbeeck, J., Study of the Influence of Material Properties on Residual Stress in Selective Laser Melting, *Solid Freeform Fabrication Symposium*, Austin, 2013, S. 393.
- [23] J. H. Tan, W. L. E. Wong, K. W. Dalgarno, An overview of powder granulometry on feedstock and part performance in the selective laser melting process, *Additive Manufacturing of Metallic Materials*, Vol. 18, 2017, S. 228–255.
- [24] K. Kempen, B. Vrancken, S. Buls, L. Thijs, J. van Humbeeck, J.-P. Kruth, Selective Laser Melting of Crack-Free High Density M2 High Speed Steel Parts by Baseplate Preheating, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Vol. 136, Issue 6, 2014, S. 131–139.
- [25] EOS GmbH, Werkstoffdatenblatt 1.2709 (X3NiCoMoTi 18-9-5), https://cdn0.scrvt.com/eos/b81bf931642865f9/c927d5f84ee0/EOS_MaragingSteel_MS1_de.pdf, abgerufen am 08.05.2019.
- [26] W. Di, Y. Yongqiang, S. Xubin, C. Yonghua, Study on energy input and its influences on single-track, multi-track, and multi-layer in SLM, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 58, Issue 9-12, 2012, S. 1189–1199.

- [27] I. Yadroitsev, I. Smurov, Surface Morphology in Selective Laser Melting of Metal Powders, *Physics Procedia*, Vol. 12, Part A, 2011, S. 264–270.
- [28] B. Zhang, C. Coddet, Selective Laser Melting of Iron Powder: Observation of Melting Mechanism and Densification Behavior Via Point-Track-Surface-Part Research, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Vol. 138, Issue 5, 2016, Article 051001.
- [29] H. Krauss, Qualitätssicherung beim Laserstrahlschmelzen durch schichtweise thermografische In-Process-Überwachung, Herbert Utz Verlag, München, 2017.
- [30] L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. van Humbeeck, J.-P. Kruth, A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V, *Acta Materialia*, Vol. 58, Issue 9, 2010, S. 3303–3312.
- [31] I. Yadroitsev, P. Bertrand, I. Smurov, Parametric analysis of the selective laser melting process, *Applied Surface Science*, Vol. 253, Issue 19, 2007, S. 8064–8069.
- [32] T.-N. Le, Y.-L. Lo, Effects of sulfur concentration and Marangoni convection on melt-pool formation in transition mode of selective laser melting process, *Materials & Design*, Vol. 179, 2019, Article 107866.
- [33] N. K. Tolochko, S. E. Mozzharov, I. A. Yadroitsev, T. Laoui, L. Froyen, V. I. Titov, M. B. Ignatiev, Balling processes during selective laser treatment of powders, *Rapid Prototyping Journal*, Vol. 10, Nr. 2, 2004, S. 78–87.
- [34] D. Gu, Y. Shen, Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: Metallurgical mechanisms and control methods, *Materials & Design*, Vol. 30, Nr. 8, 2009, S. 2903–2910.
- [35] Y. Pupo, K. P. Monroy, J. Ciurana, Influence of process parameters on surface quality of CoCrMo produced by selective laser melting, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 80, Issue 5-8, 2015, S. 985–995.
- [36] I. Yadroitsev, P. Krakhmalev, I. Yadroitsava, Hierarchical design principles of selective laser melting for high quality metallic objects, *Additive Manufacturing*, Vol. 7, 2015, S. 45–56.
- [37] P. Krakhmalev, I. Yadroitsava, G. Fredriksson, I. Yadroitsev, In situ heat treatment in selective laser melted martensitic AISI 420 stainless steels, *Materials & Design*, Vol. 87, 2015, S. 380–385.
- [38] R. Li, J. Liu, Y. Shi, L. Wang, W. Jiang, Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 59, Issue 9-12, 2012, S. 1025–1035.
- [39] D. Gu, Y. Shen, Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: Metallurgical mechanisms and control methods, *Materials & Design*, Vol. 30, Nr. 8, 2009, S. 2903–2910.

- [40] C. Y. Yap, C. K. Chua, Z. L. Dong, Z. H. Liu, D. Q. Zhang, L. E. Loh, S. L. Sing, Review of selective laser melting: Materials and applications, *Applied Physics Reviews*, Vol. 2, Issue 4, 2015, S. 41101.
- [41] G. Schulze, *Die Metallurgie des Schweißens, Eisenwerkstoffe - nichteisenmetallische Werkstoffe*, 3. neu bearb. und erw. Aufl., Springer Verlag, Berlin, 2004.
- [42] S. Anik, S. Dorn, *Schweisseignung metallischer Werkstoffe*, Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf, 1995.
- [43] H. J. Fahrenwaldt, V. Schuler, *Praxiswissen Schweißtechnik, Werkstoffe, Verfahren, Fertigung*, Vieweg + Teubner Verlag, Wiesbaden, 2008.
- [44] H. Behnisch, *Kompendium der Schweißtechnik*, 2. neu bearb. Aufl., Verl. für Schweissen und Verwandte Verfahren, DVS-Verlag, Düsseldorf, 2002.
- [45] P. Mercelis, J.-P. Kruth, Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, *Rapid Prototyping Journal*, Vol. 12, Nr. 5, 2006, S. 254–265.
- [46] M. Shiomi, K. Osakada, K. Nakamura, T. Yamashita, F. Abe, Residual Stress within Metallic Model Made by Selective Laser Melting Process, *CIRP Annals*, Vol. 53, Issue 1, 2004, S. 195–198.
- [47] S. Lampman, G. M. Davidson, C. L. Powers, *Weld integrity and performance*, ASM International, Materials Park, Ohio, 1997.
- [48] J. M. Benson, E. Snyders, The need for powder characterisation in the additive manufacturing industry and the establishment of a national facility, *South African Journal of Industrial Engineering*, Vol. 26, Nr. 2, 2015, S. 104–114.
- [49] Q. B. Nguyen, M. L. S. Nai, Z. Zhu, C.-N. Sun, J. Wei, W. Zhou, Characteristics of Inconel Powders for Powder-Bed Additive Manufacturing, *Engineering*, Vol. 3, Issue 5, 2017, S. 695–700.
- [50] VDI 3405 Blatt 2.3:2018-07, *Additive Fertigungsverfahren - Strahlschmelzen metallischer Bauteile - Charakterisierung von Pulverwerkstoffen*, Düsseldorf, 2018.
- [51] A. B. Spierings, M. Voegtlin, T. Bauer, K. Wegener, Powder flowability characterisation methodology for powder-bed-based metal additive manufacturing, *Progress in Additive Manufacturing*, Vol. 1, Issue 1-2, 2016, S. 9–20.
- [52] M. Krantz, H. Zhang, J. Zhu, Characterization of powder flow: Static and dynamic testing, *Powder Technology*, Vol. 194, Issue 3, 2009, S. 239–245.
- [53] J. W. Carson, B. H. Pittenger, *Bulk Properties of Powders*, ASM Handbook, Vol. 7, 1998, S. 287–301.
- [54] S. Hatami, O. Lyckfeldt, L. Tönnäng, K. Fransson, Flow properties of tool steel powders for selective laser melting – influence of thermal and mechanical powder treatments, *Powder Metallurgy*, Vol. 60, Issue 5, 2017, S. 353–362.

- [55] A. T. Sutton, C. S. Kriewall, M. C. Leu, J. W. Newkirk, Powder characterisation techniques and effects of powder characteristics on part properties in powder-bed fusion processes, *Virtual and Physical Prototyping*, Vol. 12, Issue 1, 2017, S. 3–29.
- [56] D. P. Debrincat, C. B. Solnordal, J.S.J. van Deventer, Characterisation of inter-particle forces within agglomerated metallurgical powders, *Powder Technology*, Vol. 182, Issue 3, 2008, S. 388–397.
- [57] J. Visser, Van der Waals and other cohesive forces affecting powder fluidization, *Powder Technology*, Vol. 58, Issue 1, 1989, S. 1–10.
- [58] C. Meier, R. Weissbach, J. Weinberg, W. A. Wall, A. John Hart, Modeling and characterization of cohesion in fine metal powders with a focus on additive manufacturing process simulations, *Powder Technology*, Vol. 343, 2019, S. 855–866.
- [59] C. Dechsiri, Particle transport in fluidized beds: Experiments and stochastic models, Thesis, University Library Groningen, Groningen, 2004.
- [60] D. Geldart, Types of gas fluidization, *Powder Technology*, Vol. 7, Issue 5, 1973, S. 285–292.
- [61] T. Mezger, The rheology handbook, For users of rotational and oscillatory rheometers, 2nd revised edition, Vincentz Network, Hannover, 2006.
- [62] J. E. Galvin, S. Benyahia, The effect of cohesive forces on the fluidization of aeratable powders, *AIChE Journal*, Vol. 60, Issue 2, 2014, S. 473–484.
- [63] T. Aschl, Anton Paar - Pulver Rheologie, Pulverzelle, Präsentation, abgerufen 16.02.2018.
- [64] S. Kalpakjian, S. R. Schmid, Manufacturing, Engineering and Technology, 5th edition, Pearson/Prentice Hall, Upper Saddle River, New Jersey, 2005.
- [65] A. Cooke, J. Slotwinski, Properties of Metal Powders for Additive Manufacturing: A Review of the State of the Art of Metal Powder Property Testing, NISTIR 7873, 2012.
- [66] S. Özbilen, Satellite formation mechanism in gas atomised powders, *Powder Metallurgy*, Vol. 42, Issue 1, 1999, S. 70–78.
- [67] P. Sun, Z. Z. Fang, Y. Zhang, Y. Xia, Review of the Methods for Production of Spherical Ti and Ti Alloy Powder, *JOM*, Vol. 69, Issue 10, 2017, S. 1853–1860.
- [68] D. Wimler, S. Kardos, J. Lindemann, H. Clemens, S. Mayer, Aspects of Powder Characterization for Additive Manufacturing, *Practical Metallography*, Vol. 55, Nr. 9, 2018, S. 620–636.
- [69] L. C. Ardila, F. Garciandia, J. B. González-Díaz, P. Álvarez, A. Echeverria, M. M. Petite, R. Deffley, J. Ochoa, Effect of IN718 Recycled Powder Reuse on Properties of Parts Manufactured by Means of Selective Laser Melting, *Physics Procedia*, Vol. 56, 2014, S. 99–107.

- [70] N. P. Karapatis, G. Egger, P. E. Gyax, R. Glardon, Optimization of Powder Layer Density in Selective Laser Sintering, The University of Texas, Austin, 1999.
- [71] Malvern Panalytical Limited, Optimizing metal powder for additive manufacturing, https://www.atascientific.com.au/wp-content/uploads/2019/06/en_assets_WP170823MetalPowdersAdditiveManufacture-6_tcm50-52672.pdf, abgerufen am 12.04.2019.
- [72] R. M. German, Particle packing characteristics, Metal Powder Industries Federation, Princeton, New Jersey, 1989.
- [73] A. M. Rausch, M. Markl, C. Körner, Predictive simulation of process windows for powder bed fusion additive manufacturing: Influence of the powder size distribution, *Computers & Mathematics with Applications*, Vol. 78, Issue 7, 2019, S. 2351–2359.
- [74] Y. S. Lee, W. Zhang, Mesoscopic Simulation of Heat Transfer and Fluid Flow in Laser Powder Bed Additive Manufacturing, *Solid Freeform Fabrication Symposium*, Austin, 2015, S. 1154–1165.
- [75] S. Dietrich, M. Wunderer, A. Huissel, M. F. Zaeh, A New Approach for a Flexible Powder Production for Additive Manufacturing, *Procedia Manufacturing*, Vol. 6, 2016, S. 88–95.
- [76] P. Mellin, O. Lyckfeldt, P. Harlin, H. Brodin, H. Blom, A. Strondl, Evaluating flowability of additive manufacturing powders, using the Gustavsson flow meter, *Metal Powder Report*, Vol. 72, Issue 5, 2017, S. 322–326.
- [77] M. Larsson, E. Brandner, S. Gustavsson, Introduction to a new standardized test method for powder mixes, the Gustavsson flowmeter funnel, *Proceedings Euro PM 2013*, EPMA - European Powder Metallurgy Association, Gothenburg, Sweden, 2013, S. 19–24.
- [78] D. Schulze, *Pulver und Schüttgüter, Fließeigenschaften und Handhabung*, 2. bearb. Aufl., Springer Verlag, Berlin, 2009.
- [79] D. McGlinchey, *Characterisation of bulk solids*, Blackwell Pub., Oxford, 2009.
- [80] U. Attia, A. Fones, R. Trepleton, H. Hamilton, S. Davies, D. Wimpenny, HIPing of Pd-doped titanium components: A study of mechanical and corrosion properties, *The 11th International Conference of Hot Isostatic Pressing (HIP '14)*, Stockholm, Sweden, 2014.
- [81] J. Clayton, *Handbook of Pharmaceutical Wet Granulation*, Freeman Technology Ltd., 2019.
- [82] J. M. Valverde, A. Ramos, A. Castellanos, P. Keith Watson, The tensile strength of cohesive powders and its relationship to consolidation, free volume and cohesivity, *Powder Technology*, Vol. 97, Issue 3, 1998, S. 237–245.

- [83] M. A. Quintanilla, A. Castellanos, J. M. Valverde, Correlation between bulk stresses and interparticle contact forces in fine powders, *Physical review. E, Statistical, nonlinear, and soft matter physics*, Vol. 64, Nr. 3, 2001, S. 31301.
- [84] P.K. Watson, J. M. Valverde, A. Castellanos, The tensile strength and free volume of cohesive powders compressed by gas flow, *Powder Technology*, Vol. 115, Issue 1, 2001, S. 45–50.
- [85] voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, Werkstoffdatenblatt 1.2764 (X19NiCrMo4), <https://www.boehler-edelstahl.com/media/productdb/downloads/M130DE.pdf>, abgerufen am 12.02.2019.
- [86] Dörrenberg Edelstahl GmbH, Werkstoffdatenblatt 1.2764 (X19NiCrMo4), http://www.dorrenberg.es/download/aceros/DOE/1.2764_deu.pdf, abgerufen am 12.02.2019.
- [87] voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, Werkstoffdatenblatt 1.2343 (X37CrMoV5-1), <https://www.boehler-edelstahl.com/media/W300DE.pdf>, abgerufen am 12.02.2019.
- [88] Dörrenberg Edelstahl GmbH, Werkstoffdatenblatt 1.2343 (X37CrMoV5-1), http://www.dorrenberg.es/download/aceros/DOE/1.2343_deu.pdf, abgerufen am 12.02.2019.
- [89] V. Läßle, Wärmebehandlung des Stahls, Grundlagen, Verfahren und Werkstoffe, 9. aktualisierte Aufl., Verl. Europa-Lehrmittel, Haan-Gruiten, 2006.
- [90] H. Danninger, F. Rouzbahani, C. Harold, H. Ponemayr, M. Daxelmüller, F. Simancik, K. Izdinsky, Powder Metallurgy Carbon Free Tool Steels Fe-Co-Mo With Varying Co and Mo Contents, *Powder Metallurgy Progress*, Vol. 13, Nr. 2, 2013, S. 47–56.
- [91] voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, Werkstoffdatenblatt S390, <https://www.boehler.at/austria/de/products/s390/>, abgerufen am 12.02.2019.
- [92] voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, Werkstoffdatenblatt M368, https://www.boehler-edelstahl.com/media/productdb/downloads/M368DE_web.pdf, abgerufen am 13.02.2019.
- [93] voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, Werkstoffdatenblatt M333, <https://www.boehler-edelstahl.com/media/M333DE.pdf>, abgerufen am 13.02.2019.
- [94] voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, Werkstoffdatenblatt 1.4501 (X2CrNiMoCuWN25-7-4), <http://www.boehler-bleche.com/media/productdb/downloads/A911DE.pdf>, abgerufen am 14.02.2019.
- [95] HSM Stahl- und Metallhandel GmbH, Werkstoffdatenblatt 1.4501 (X2CrNiMoCuWN25-7-4), https://www.hsm-stahl.de/fileadmin/user_upload/datenblatt/HSM_Datenblatt_1.4501.pdf, abgerufen am 14.02.2019.

- [96] VDM Metals International GmbH, Werkstoffdatenblatt 2.4668 (NiCr19Fe19Nb5Mo3), https://www.vdm-metals.com/fileadmin/user_upload/Downloads/Data_Sheets/Datenblatt_VDM_Alloy_718.pdf, abgerufen am 15.02.2019.
- [97] Enpar Sonderwerkstoffe GmbH, Werkstoffdatenblatt 2.4668 (NiCr19Fe19Nb5Mo3), https://enpar.de/index.php?id=werkstoff_24668, abgerufen am 15.02.2019.
- [98] voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, Werkstoffdatenblatt 1.7734 (14CrMoV6-9), <https://www.boehler-edelstahl.com/de/V354.php>, abgerufen am 14.02.2019.
- [99] Deutsche Edelstahlwerke Services GmbH, Werkstoffdatenblatt 1.4542 (X5CrNiCuNb16-4), https://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/RSH/1.4542_de.pdf, abgerufen am 13.02.2019.
- [100] EOS GmbH, Werkstoffdatenblatt 1.4542 (X5CrNiCuNb16-4), https://cdn.eos.info/c444c265a457474a/84d0d96d65f9/EOS-17-003_Datenblatt-Industry-Line_DE_A4_V2_Web.pdf, abgerufen am 13.02.2019.
- [101] M. Tandler, M. Gnamus, A. Mikuz, Fortschrittlicher martensitischer rostfreier Stahl für Wasserturbinen, Giesserei-Rundschau Nr. 58, Heft 11/12, 2011, S. 282–288.
- [102] Wolfensberger AG, Werkstoffdatenblatt 1.4317 (GX4CrNi13-4), http://www.wolfensberger.ch/fileadmin/user_upload/Wolfensberger_GT11_03.pdf, abgerufen am 14.02.2019.
- [103] X. Zhao, B. Song, Y. Zhang, X. Zhu, Q. Wei, Y. Shi, Decarburization of stainless steel during selective laser melting and its influence on Young's modulus, hardness and tensile strength, Materials Science and Engineering: A, Vol. 647, 2015, S. 58–61.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1: Verteilung des weltweiten Materialeinsatzes im AM-Bereich sowie der Umsatz mit den entsprechenden Materialien für das Jahr 2018 [2]	1
Abbildung 1-2: Anzahl verkaufter Metal AM-Anlagen von 2002 bis 2018 [2]	2
Abbildung 1-3: Weltweite Einnahmen aus dem Verkauf von Ausgangswerkstoffen für den Metal AM-Markt [2]	3
Abbildung 1-4: REM-Aufnahmen zweier unterschiedlich geformter Pulverpartikel eines der untersuchten Stahlpulver (W10).....	4
Abbildung 2-1: Ishikawa-Diagramm des L-PBF Prozesses nach Klahn [4].....	7
Abbildung 2-2: Schematischer Aufbau der L-PBF Technologie [5].....	8
Abbildung 2-3: Änderung des Reflexionsgrades mit der Wellenlänge von Laserstrahlung für verschiedene metallische Werkstoffe [8].....	9
Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Laser-Pulverbett-Wechselwirkungen beim L-PBF Prozess [12].....	10
Abbildung 2-5: „Temperature Gradient Mechanism“ – TGM [16].....	12
Abbildung 2-6: Darstellung eines aus metallographisch präparierten Schlißflächen zusammengesetzter Beispielwürfel eines schichtweise aufgebauten Probekörpers (Eigene Vorversuche)	13
Abbildung 2-7: Schichtaufbau in Abhängigkeit vom Hatchabstand [20].....	15
Abbildung 2-8: Belichtungsstrategie - Streifenbelichtung	16
Abbildung 2-9: Belichtungsstrategie - Schachbrettelbelichtung.....	17
Abbildung 2-10: Parameterstudie für einen Edelstahl (1.4539) für einschichtige Einzelbahnen mit konstanter Laserleistung (25 W, 50 W) und unterschiedlichen Scangeschwindigkeiten [23]	18
Abbildung 2-11: Parameterstudie für einen Edelstahl (1.4539) für Einzelbahnen mit einer (a), zwei (b) und zehn (c) Schichten bei konstanter Scangeschwindigkeit (0,14 m/s) und unterschiedlichen Laserleistungen (5 bis 50 W) [23]	19
Abbildung 2-12: Peaktemperatur an der Oberfläche (Messpunkt bei 2,4mm) bei einer Einzelbahnbelichtung mit unterschiedlicher Laserleistung und einer konstanten Scangeschwindigkeit von 0,12 m/s [27]	21
Abbildung 2-13: Temperaturprofil unter einer Einzelbahnbelichtung (z-Richtung) mit unterschiedlicher Laserleistung und einer konstanten Scangeschwindigkeit von 0,12 m/s [27]	21
Abbildung 2-14: Temperaturentwicklung der Messposition x bei nebeneinanderliegenden Einzelbahnen (1-4) und einer wiederholten Belichtung (re-scan, 5-8) zwischen den ersten Bahnen [29]	22

Abbildung 2-15: Temperaturentwicklung der Messposition x (siehe Probengeometrie in Abbildung 2-14) bei nebeneinanderliegenden Einzelbahnen (1-4) und einer wiederholten Belichtung (re-scan, 5-8) zwischen den ersten Bahnen bei einem Schichtaufbau von fünf Schichten [10].....	22
Abbildung 2-16: Parameterstudie mit der Probengeometrie „Bahnen“ (eigene Vorversuche: Kunststoffformenstahl W6).....	23
Abbildung 2-17: Oberfläche von Probekörpern des Werkstoffs W1 bei unterschiedlichem Energieeintrag, a) E_{Vol} zu niedrig, b) E_{Vol} ausreichend, c) E_{Vol} zu hoch (eigene Vorversuche)	24
Abbildung 2-18: REM-Aufnahme einer 316L-Schicht mit ausgeprägtem Balling bedingt durch zu niedrigen Energieeintrag bei einer konstanten Laserleistung von 190 W und unterschiedlichen Scangeschwindigkeiten: a) 600 mm/s, b) 800 mm/s [30].....	24
Abbildung 2-19: Schematische Ansicht des Einflusses der Pulverschichtstärke auf die Benetzungsfähigkeit von Schmelzbädern im L-PBF Prozess [30].....	25
Abbildung 2-20: Ansicht der Deckschicht von Probekörpern bei unterschiedlichen Kombinationen von Laserleistung und Lasergeschwindigkeit (eigene Vorversuche, Schichtdicke und Hatchabstand konstant, Werkstoff: 1.2764 - W1)	26
Abbildung 2-21: Metallographische Schriffe zylindrischer Proben hergestellt mit unterschiedlichen Prozessparametern des Werkstoffs 1.2764 (eigene Vorversuche)	27
Abbildung 2-22: Übersicht über die Parameterentwicklung für den Werkstoff AISI420 (W6) für eine Schichtstärke von 40 μm und einem Hatchabstand von 0,11 mm (eigene Vorversuche)	28
Abbildung 2-23: W10 – Prozessparameter: $P=285\text{ W}$, $v=1025\text{ mm/s}$, $d_H=0,1\text{ mm}$, $t_L=40\text{ }\mu\text{m}$, $E_{Vol}=69,51\text{ J/mm}^3$ (eigene Vorversuche)	28
Abbildung 2-24: W10 – Prozessparameter: $P=285\text{ W}$, $v=875\text{ mm/s}$, $d_H=0,1\text{ mm}$, $t_L=40\text{ }\mu\text{m}$, $E_{Vol}=81,43\text{ J/mm}^3$ (eigene Vorversuche)	29
Abbildung 2-25: Geldart-Diagramm. Einteilung von Schüttgütern nach ihrem Verhalten bei Durchströmung mittels Fluidisierungsmediums Luft [33]	36
Abbildung 2-26: Entwicklung der Packungsdichte einer bimodalen Mischung aus kleinen und großen Partikeln [58].....	39
Abbildung 2-27: Partikelgrößenanalyse - a.) Verteilungssumme $Q(x)$ b.) Verteilungsdichte $q(x)$ [33]	40
Abbildung 2-28: Relative Dichte von Probekörper einer Ti6Al4V EBM-Studie mit unterschiedlichen Linienenergieeinträgen und Pulverbettichten [60]	41
Abbildung 2-29: Aufbau des Hall Flowmeters zur Bewertung der Fließfähigkeit eines granularen Werkstoffs (Standort: Lehrstuhl für Umformtechnik, Montanuniversität Leoben)	41

Abbildung 3-1: Kunststoffformenstahl W1 - Temperatur-Zeit-Folge für die Wärmebehandlung [71]	48
Abbildung 3-2: Kunststoffformenstahl W1 - Kontinuierliches ZTU-Schaubild (Kernbereich) [71]	48
Abbildung 3-3: Anlassschaubild für den Warmarbeitsstahl W2 [73].....	49
Abbildung 3-4: Anlassschaubild (in Abhängigkeit des Mo-Gehalts) für den PM-Schneidwerkstoff W3 [75]	50
Abbildung 3-5: Anlassschaubild für den Schnellarbeitsstahl W4 [76] (Härtetemperatur: durchgezogene Linie - 1150 °C, gestrichelte Linie - 1210 °C)	51
Abbildung 3-6: Anlassschaubild des PM-Kunststoffformenstahls W5 [77] (Härtetemperatur: durchgezogene Linie - 1000 °C, gestrichelte Linie - 980 °C)	52
Abbildung 3-7: Anlassschaubild des Kunststoffformenstahls W6 [78]	53
Abbildung 3-8: Ansicht einer EOSINT M280 und der Prozesskammer (Standort: Lehrstuhl für Umformtechnik, Montanuniversität Leoben).....	55
Abbildung 3-9: REM-Aufnahmen der verwendeten Metallpulver: W10 – a bis c und W11 (Hersteller 2) – d bis f.....	58
Abbildung 3-10: Verlauf der Volumenstromrate bei den rheologischen Versuchsmethoden.	61
Abbildung 4-1: W1 - Additiv gefertigte Probenrohlinge der Testserie 1 a) und b) Kerbschlagbiegeproben liegend und stehend gefertigt c) und d) Zugproben liegend und stehend gefertigt.....	62
Abbildung 4-2: Position der Kerben für liegende Proben der Kerbschlagbiegeprüfung „s“ Kerbe parallel zur Aufbaurichtung, „o“ Kerbe normal zur Aufbaurichtung	63
Abbildung 4-3: W10 – Substratplatte mit den Probengeometrien der Baujobs W10_2 bis W10_6 mit Positionsbezeichnung	69
Abbildung 5-1: W1 - Metallographische Untersuchungen, Ätzung: Nital (4%), a) bis c): „kF“ mit 20-, 50- und 100facher Vergrößerung d) bis f): „aF“ (Parameter 46) mit 20-, 50- und 100facher Vergrößerung.....	73
Abbildung 5-2: W1 – Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Proben aus Testserie 2	77
Abbildung 5-3: W1 – Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Proben aus Testserie 3	80
Abbildung 5-4: W2 – Zylindrischer Probekörper der Testserie 1 (Prozessparameterdaten: P=200 W, v=900 mm/s, t _L =40 µm, d _H =0,11 mm).....	80
Abbildung 5-5: W2 – Geätztes Gefüge einer zylindrischen Probe der Testserie 2 (Prozessparameterdaten: P=200 W, v=700 mm/s, t _L =40 µm, d _H =0,11 mm).....	81
Abbildung 5-6: MC90 – a) Ansicht einer Deckschicht einer zylindrischen Probe der Testserie 1 (P=250 W, v=600 mm/s) mit Oberflächenrissen, b) Risse und Poren im Inneren der Probenstücke der Testserie 1 (P=250 W, v=1000 mm/s).....	81

Abbildung 5-7: MC90 – Probekörper der Testserie 2 (Substratplattformtemperatur 200 °C) mit Delamination der Schichten quer zur Aufbaurichtung	82
Abbildung 5-8: S390 – Rissbehaftete Probendeckschichten, a) P=200 W, v=1000 mm/s, b) P=250 W, v=1100 mm/s (Probenbreite:1 mm)	82
Abbildung 5-9: S390 – a) Delamination zwischen Substratplattform und der zyl. Probekörper (Durchmesser: 20 mm), b) und c) Rissbehaftete Probendeckschichten - b) P=175 W, v=600 mm/s, c) P=225 W, v=900 mm/s	83
Abbildung 5-10: W5 – Geätzte metallographische Schliche von zylindrischen Proben, Parameterkombinationen: 49 (a, b), 59 (c, d)	84
Abbildung 5-11: W6 - Härte-/Anlassstudie, Vergleich zwischen konventionell und additiv gefertigtem Material	86
Abbildung 5-12: W6 – Mikrosondenuntersuchung der Parameterkombination 171, a) Bild des BSE-Detektors, b) C-Mapping der Mikrosonde	86
Abbildung 5-13: W6 – Mikrosondenuntersuchung der Parameterkombination 171, Linienscans des C-Mappings der Mikrosonde	87
Abbildung 5-14: W6 – Zylinderstudie (Parameter 171)	88
Abbildung 5-15: W6 – Testmaterial 1 – Härtemessungen der Zylinderstudie	88
Abbildung 5-16: W6 – Probengeometrie zur Bestimmung der Rauwerte der UpSkin- und DownSkin-Flächen in Abhängigkeit vom Neigungswinkel (35°, 45°, 55°, 65°, 75°)	90
Abbildung 5-17: W6 - Probenplatte der DownSkin-Schichten-Studie für unterschiedliche Prozessparameterkombinationen und DownSkin-Bereich-Abmessungen (Schichtstärke: 40 µm, d.h. 4 = 160 µm, 5 = 200 µm und 6 = 240 µm)	91
Abbildung 5-18: W6 – Spannungs-Dehnungs-Diagramm für Testmaterial 3	93
Abbildung 5-19: W7 – Metallografische Ätzung (HCl)	94
Abbildung 5-20: W7 – Spannungs-Dehnungs-Diagramme	95
Abbildung 5-21: W7 – Stromdichte-Potential-Kurve der Korrosionsuntersuchung für gedruckte und konventionell gefertigtes Probenmaterial	96
Abbildung 5-22: W8 – Spannungs-Dehnungs-Diagramme für die WBH mit Anlassen unter 1000°C	97
Abbildung 5-23: W8 - Spannungs-Dehnungs-Diagramme für die WBH mit Anlassen über 1000°C	98
Abbildung 5-24: W9 – niedriger Energieeintrag - Parameter 26 ($E_{Vol}=73,05J/mm^3$)	99
Abbildung 5-25: W9 – hoher Energieeintrag - Parameter 12 ($E_{Vol}=101,01J/mm^3$)	100
Abbildung 5-26: W11 – Ansicht geätzter metallographischer Schliche bei verschiedenen Vergrößerungen (a: x25, b: x50, c: x100, d: x200)	102
Abbildung 5-27: W11 – Balkendiagramm der Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung	104
Abbildung 5-28: Verteilungsdichten der Pulverproben W10_0 bis W10_6 und W11	105

Abbildung 5-29: Verteilungssummen der Pulverproben W10_0 bis W10_6 und W11	105
Abbildung 5-30: Verteilungsdichte und -summen der Pulverproben W10_0 und W10_1	106
Abbildung 5-31: Lufthaltevermögen (Deaeration) – W10 Baujobs und W11 ermittelt anhand der Pressure Drop Methode (PD).....	108
Abbildung 5-32: Kompressibilität/Schüttdichte – W10 Baujobs und W11	109
Abbildung 5-33: Kompressibilität – Carr Index – W10 Baujobs und W11	110
Abbildung 5-34: Kohäsionsstärke S – W10 Baujobs und W11	112
Abbildung 5-35: Pressure Drop Methode – W10 Baujobs und W11	113
Abbildung 5-36: Valverde Methode – W10 Baujobs und W11	115
Abbildung 5-37: Verteilungsdichte der Fraktionen A, B und C von W10	117
Abbildung 5-38: Verteilungssumme der Fraktionen A, B und C von W10.....	117
Abbildung 5-39: Lufthaltevermögen (Deaeration) der Fraktionen A, B und C von W10 ermittelt anhand der Valverde (Val.) und der Pressure Drop (PD) Methode	119
Abbildung 5-40: Kompressibilität – Schüttdichte – W10 Fraktionen A, B und C	120
Abbildung 5-41: Kompressibilität – Carr Index – W10 Fraktionen A, B und C	121
Abbildung 5-42: Kohäsionsstärke S – W10 Fraktionen A, B und C	122
Abbildung 5-43: Pressure Drop Methode – W10 Fraktionen A, B und C	123
Abbildung 5-44: Valverde Methode - Fraktionen A, B und C von W10	124
Abbildung 5-45: Verteilungsdichte der Mischungen von W10.....	127
Abbildung 5-46: Verteilungssumme der Mischungen von W10	127
Abbildung 5-47: Lufthaltevermögen (Deaeration) der Mischungen 1-9 von W10 ermittelt anhand der Pressure Drop Methode (PD).....	128
Abbildung 5-48: Kompressibilität – Schüttdichte – W10 Mischungen 1-9	130
Abbildung 5-49: Kompressibilität – Carr Index – W10 Mischungen 1-9	131
Abbildung 5-50: Kohäsionsstärke S – W10 Mischungen 1-9	132
Abbildung 5-51: Pressure Drop Methode – W10 Mischungen 1-3.....	134
Abbildung 5-52: Pressure Drop Methode – W10 Mischungen 4-6.....	134
Abbildung 5-53: Pressure Drop Methode – W10 Mischungen 7-9.....	135
Abbildung 5-54: Valverde Methode – W10 Mischungen 1, 2 und 3	137
Abbildung 5-55: Valverde Methode – W10 Mischungen 4, 5 und 6	139
Abbildung 5-56: Valverde Methode – W10 Mischungen 7, 8 und 9	140

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Einflussfaktoren auf die Schweißeignung [41]	30
Tabelle 2-2: Einteilung der Fließfähigkeit mit Hilfe des Carr Index [80, 79].....	44
Tabelle 3-1: Übersicht über die verwendeten Pulverwerkstoffe	47
Tabelle 3-2: Chemische Zusammensetzung des Kunststoffformenstahls W1	47
Tabelle 3-3: Chemische Zusammensetzung des Warmarbeitsstahls W2	49
Tabelle 3-4: Chemische Zusammensetzung des PM-Schneidwerkstoffs W3	50
Tabelle 3-5: Chemische Zusammensetzung des Schnellarbeitsstahls W4.....	51
Tabelle 3-6: Chemische Zusammensetzung des PM-Kunststoffformenstahls W5.....	51
Tabelle 3-7: Chemische Zusammensetzung des Kunststoffformenstahls W6	52
Tabelle 3-8: Chemische Zusammensetzung des Duplex-Stahls W7	53
Tabelle 3-9: Chemische Zusammensetzung der Nickelbasis-Legierung W8	54
Tabelle 3-10: Chemische Zusammensetzung des Vergütungsstahls W9	54
Tabelle 3-11: Chemische Zusammensetzung des martensitischen Stahls W10.....	54
Tabelle 3-12: Chemische Zusammensetzung des weichmartensitischen Stahls W11 [102].	55
Tabelle 3-13: Übersicht über die verwendeten Ätzmittel	56
Tabelle 4-1: W10 – Bauhöhe und Bauvolumen	69
Tabelle 5-1: W1 – Härtemessung Testserie 1	70
Tabelle 5-2: W1 – Kerbschlagbiegeprüfung Testserie 1.....	71
Tabelle 5-3: W1 – Zugprüfung Testserie 1	72
Tabelle 5-4: W1 – Härtemessung Testserie 2	74
Tabelle 5-5: W1 – Kerbschlagbiegeprüfung Testserie 2.....	75
Tabelle 5-6: W1 – Zugprüfung Testserie 2	76
Tabelle 5-7: W1 – Härtemessung Testserie 3	78
Tabelle 5-8: W1 – Kerbschlagbiegeprüfung Testserie 3.....	78
Tabelle 5-9: W1 – Zugprüfung Testserie 3	79
Tabelle 5-10: W5 – chemische Analyse der Elemente C, N und O.....	84
Tabelle 5-11: W6 – Testmaterial 1, chemische Analyse der Elemente C, N und O	85
Tabelle 5-12: Restaustenitmessungen der Zylinderproben von Werkstoff W6	89
Tabelle 5-13: W6 – Rauwerte der UpSkin- und DownSkin-Studien für Parameterdatenset von Werkstoff W6	153 90
Tabelle 5-14: W6 – Testmaterial 2 und 3, chemische Analyse der Elemente C, N und O	92
Tabelle 5-15: W6 – Kerbschlagbiegeprüfung Testmaterial 3 (TM3).....	92
Tabelle 5-16: W6 – Zugprüfung Testmaterial 3 (TM3).....	93
Tabelle 5-17: W7 – Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung.....	94
Tabelle 5-18: W7 – Messergebnisse der Zugprüfung.....	95

Tabelle 5-19: W7 – Chemische Analyse der Elemente C, N, O, Cr und Ni.....	96
Tabelle 5-20: W8 – Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung.....	97
Tabelle 5-21: W8 – Ergebnisse der Zugprüfung bei zwei unterschiedlichen Wärmebehandlungen.....	98
Tabelle 5-22: W10 – Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung der Baujobs W10_2 bis W10_6	100
Tabelle 5-23: W10 – Ergebnisse der Zugprüfung der Baujobs W10_2 bis W10_6	101
Tabelle 5-24: W11 – Wärmebehandlungsstudie mit Härtewerten.....	103
Tabelle 5-25: W11 – Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung.....	103
Tabelle 5-26: W11 – Ergebnisse der Zugprüfung bei zwei unterschiedlichen Wärmebehandlungen.....	104
Tabelle 5-27: Partikelgrößenkennzahlen der Pulvercharakterisierungsbaujobs des Pulvers W10 und von W11	106
Tabelle 5-28: Fließdauern (Hall Flow) der Pulverproben von W10 und W11	107
Tabelle 5-29: Schüttdichten (Hall Flow) der Pulverproben von W10 und W11	108
Tabelle 5-30: Schüttdichten der Pulverproben der Baujobs von W10 und von W11 ermittelt mittels Rheometer (Normalkraft $F_N=0$)	110
Tabelle 5-31: Messwerte der Kohäsionsstärke S , der gewichteten Kohäsionsstärke S_g und des maximalen Drehmoments M_{max} der Pulverproben der Baujobs W10 und W11	112
Tabelle 5-32: Messwerte der Pressure Drop Methode der Baujobs von W10 und W11	114
Tabelle 5-33: Ergebnisse der Valverde Methode der Pulverproben der Baujobs von W10 und von W11	116
Tabelle 5-34: Partikelgrößenkennzahlen der Fraktionen A, B und C von W10	118
Tabelle 5-35: Ermittelte Fließdauern der Fraktionen A, B und C von W10	118
Tabelle 5-36: Ermittelte Schüttdichten der Fraktionen A, B und C von W10.....	118
Tabelle 5-37: Messwerte der Kohäsionsstärke S , der gewichteten Kohäsionsstärke S_g und des maximalen Drehmoments M_{max} der Fraktionen von Werkstoff W10.....	122
Tabelle 5-38: Messwerte der Pressure Drop Untersuchungen der Fraktionen A, B und C von Werkstoff W10	124
Tabelle 5-39: Ergebnisse der Valverde-Methode der Pulverproben der Fraktionen A, B und C von Werkstoff W10	125
Tabelle 5-40: Ermittelte Fließdauern verschiedener Mischungen von W10	126
Tabelle 5-41: Partikelgrößenkennzahlen der Mischungen von W10.....	128
Tabelle 5-42: Ermittelte Schüttdichten der Pulverproben der Mischungen 1-9 von W10 mithilfe des Rheometers (Normalkraft $F_N=0$).....	130
Tabelle 5-43: Messwerte der Kohäsionsstärke, der gewichteten Kohäsionsstärke und des maximalen Drehmoments der Pulverproben der Mischungen 1-9 von W10.....	133

Tabelle 5-44: Messwerte der Pressure Drop Untersuchungen der Mischungen 1 bis 9 von
Werkstoff W10 135

Anhang

Anhang 1: W1, W2, W3, W4: Parameterkombinationen der Parameterstudien 1 und 2 (Bahnen), W1: Parameterkombinationen der Parameterstudien 3 und 4 (Zylinder)

Tabelle A1-1: W1, W2, W3, W4 - Parameterstudie 1 (Bahnen)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]	Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
1	500	150	68,2	17	900	150	37,9
2	500	200	90,9	18	900	200	50,5
3	500	250	113,6	19	900	250	63,1
4	500	300	136,4	20	900	300	75,8
5	600	150	56,8	21	1000	150	34,1
6	600	200	75,8	22	1000	200	45,5
7	600	250	94,7	23	1000	250	56,8
8	600	300	113,6	24	1000	300	68,2
9	700	150	48,7	25	1100	150	31,0
10	700	200	64,9	26	1100	200	41,3
11	700	250	81,2	27	1100	250	51,7
12	700	300	97,4	28	1100	300	62,0
13	800	150	42,6				
14	800	200	56,8				
15	800	250	71,0				
16	800	300	85,2				

Tabelle A1-2: W1 - Parameterstudie 2 (Bahnen)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]	Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
29	700	200	64,9	36	900	200	50,5
30	700	225	73,1	37	900	225	56,8
31	800	150	42,6	38	900	250	63,1
32	800	200	56,8	39	900	270	68,2
33	800	225	63,9	40	1000	200	45,5
34	800	250	71,0	41	1000	250	56,8
35	800	270	76,7	42	1000	270	61,4

Tabelle A1-3: W1 - Parameterstudie 3 und 4 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]	Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
43	775	225	66,0	57	765	255	75,8
44	750	225	68,2	58*	780	270	78,7
45	750	250	75,8	59	780	275	80,1
46*	775	250	73,3	60	760	260	77,8
47	800	255	72,4	61	760	252	75,4
48	800	260	73,9	62	760	245	73,3
49	775	255	74,8	63	760	250	74,8
50	760	250	74,8	64	760	248	74,2
51	760	255	76,3	65	775	250	73,3
52	775	260	76,2	66	770	270	79,7
53	775	265	77,7	67	775	270	79,2
54	775	255	74,8	68	780	275	80,1
55	770	255	75,3	69	780	270	78,7
56	770	260	76,7	70	780	280	81,6

46* ... Parameterkombination für Probekörper der Testserie 1

58* ... Parameterkombination für Probekörper der Testserie 2 und 3

Anhang 2: W2: Parameterkombinationen der Parameterstudie 3 (Zylinder)**Tabelle A2-1: W2 - Parameterstudie 3 (Zylinder, Testserie 1 und 2)**

Nr.	v [mm/s]	P [W]	E _{Vol} [J/mm ³]
1	700	200	64,9
2	700	225	73,1
3	800	200	56,8
4	800	225	63,9
5	900	200	50,5
6	900	225	56,8
7	900	250	63,1
8	1000	250	56,8

Anhang 3: W3: Parameterkombinationen der Parameterstudie 3 (Zylinder)**Tabelle A3-1: W3 - Parameterstudie 2 (Zylinder, Testserie 1 und 2)**

Nr.	v [mm/s]	P [W]	E _{Vol} [J/mm ³]
1	500	200	90,9
2	500	250	113,6
3	600	200	75,8
4	600	250	94,7
5	700	200	64,9
6	700	250	81,2
7	800	200	56,8
8	800	250	71,0
9	800	300	85,2
10	900	250	63,1
11	900	300	75,8
12	1000	300	68,2

Anhang 4: W4: Parameterkombinationen der Parameterstudie 2 (Zylinder)**Tabelle A4-1: W4 - Parameterstudie 2 (Zylinder)**

Nr.	v [mm/s]	P [W]	E _{Vol} [J/mm ³]
1	600	150	56,8
2	600	175	66,3
3	800	175	49,7
4	800	200	56,8
5	850	200	53,5
6	900	175	44,2
7	900	200	50,5
8	900	225	56,8
9	1000	200	45,5
10	1000	225	51,1

Anhang 5: W5, W6 (Testmaterial 1): Parameterkombinationen der Parameterstudien 1 (Bahnen), W5: Parameterkombinationen der Parameterstudie 2 (Bahnen) und Parameterstudie 3 (Zylinder)

Tabelle 5-1: W5, W6 - Parameterstudie 1 (Bahnen)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
1	100	200	113,64
2	100	300	75,76
3	100	400	56,82
4	100	500	45,45
5	100	600	37,88
6	125	200	142,05
7	125	300	94,70
8	125	400	71,02
9	125	500	56,82
10	125	600	47,35
11	125	700	40,58
12	125	800	35,51
13	150	200	170,45
14	150	300	113,64
15	150	400	85,23
16	150	500	68,18
17	150	600	56,82
18	150	700	48,70
19	150	800	42,61
20	150	900	37,88
21	175	300	132,58
22	175	400	99,43
23	175	500	79,55
24	175	600	66,29
25	175	700	56,82
26	175	800	49,72
27	175	900	44,19
28	175	1000	39,77
29	200	300	151,52
30	200	400	113,64
31	200	500	90,91
32	200	600	75,76
33	200	700	64,94
34	200	800	56,82
35	200	900	50,51
36	200	1000	45,45

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
37	250	300	189,39
38	250	400	142,05
39	250	500	113,64
40	250	600	94,70
41	250	700	81,17
42	250	800	71,02
43	250	900	63,13
44	250	1000	56,82

Tabelle A5-2: W5 - Parameterstudie 2 (Bahnen)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]	Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
45	150	500	68,18	57	200	800	56,82
46	150	550	61,98	58	225	700	73,05
47	150	600	56,82	59	225	750	68,18
48	150	650	52,45	60	225	800	63,92
49	150	700	48,70	61	225	850	60,16
50	175	550	72,31	62	250	800	71,02
51	175	600	66,29	63	250	850	66,84
52	175	650	61,19	64	250	900	63,13
53	175	700	56,82	65	250	950	59,81
54	200	650	69,93	66	275	850	73,53
55	200	700	64,94	67	275	900	69,44
56	200	750	60,61	68	275	950	65,79

Tabelle A5-3: W5 - Parameterstudie 3 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
45	150	500	68,18
47	150	600	56,82
49	150	700	48,70
50	175	550	72,31
51	175	600	66,29
53	175	700	56,82
54	200	650	69,93
55	200	700	64,94
57	200	800	56,82
58	225	700	73,05
59	225	750	68,18
60	225	800	63,92
62	250	800	71,02
63	250	850	66,84
64	250	900	63,13
67	275	900	69,44

Anhang 6: W6 (Testmaterial 1): Parameterkombinationen der Parameterstudien 2 (Bahnen), Parameterstudie 3 (Zylinder), Parameterstudie 4 (Zylinder), Parameterstudie 5 (Zylinder) und Parameterstudie 6 (Zylinder)

Tabelle A6-1: W6 (Testmaterial 1) - Parameterstudie 2 (Bahnen) und Parameterstudie 3 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
45	150	500	68,18
46	150	525	64,94
47	150	550	61,98
48	150	575	59,29
49	150	600	56,82
50	175	600	66,29
51	175	625	63,64
52	175	650	61,19
53	175	675	58,92
54	175	700	56,82
55	200	600	75,76
56	200	625	72,73
57	200	650	69,93
58	200	675	67,34
59	200	700	64,94
60	225	675	75,76
61	225	700	73,05
62	225	725	70,53
63	225	775	65,98
64	225	800	63,92
65	250	700	81,17
66	250	725	78,37
67	250	750	75,76
68	250	775	73,31
69	250	800	71,02
70	250	825	68,87
71	250	850	66,84

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
72	275	750	83,33
73	275	775	80,65
74	275	800	78,13
75	275	825	75,76
76	275	850	73,53
77	275	875	71,43
78	275	900	69,44
79	275	925	67,57
80	300	775	87,98
81	300	800	85,23
82	300	825	82,64
83	300	850	80,21
84	300	875	77,92
85	300	900	75,76
86	300	925	73,71
87	300	950	71,77
88	300	975	69,93

Tabelle A6-2: W6 (Testmaterial 1) - Parameterstudie 4 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
89	275	750	83,33
90	275	740	84,46
91	275	730	85,62
92	275	720	86,81
93	280	750	84,85
94	280	760	83,73
95	280	770	82,64
96	280	780	81,59
97	280	790	80,55
98	280	800	79,55
99	285	750	86,36
100	285	760	85,23
101	285	770	84,12
102	285	780	83,04
103	285	790	81,99
104	285	800	80,97

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
105	200	625	72,73
106	200	610	74,52
107	200	635	71,58
108	290	770	85,60
109	290	780	84,50
110	290	790	83,43
111	290	800	82,39

Tabelle A6-3: W6 (Testmaterial 1) - Parameterstudie 5 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	d_H [mm]	E_{Vol} [J/mm ³]
112	275	740	0,11	84,46
113	275	740	0,1	92,91
114	275	740	0,09	103,23
115	276	740	0,11	84,77
116	277	740	0,11	85,07
117	278	740	0,11	85,38
118	279	740	0,11	85,69
119	280	740	0,11	86,00
120	280	750	0,11	84,85
121	280	750	0,1	93,33
122	280	750	0,09	103,70
123	280	740	0,11	86,00
124	280	745	0,11	85,42
125	285	780	0,11	83,04
126	285	780	0,1	91,35
127	285	780	0,09	101,50
128	285	790	0,11	81,99
129	285	790	0,1	90,19
130	285	790	0,09	100,21

Nr.	P [W]	v [mm/s]	d_H [mm]	E_{Vol} [J/mm ³]
131	286	780	0,11	83,33
132	287	780	0,11	83,62
133	288	780	0,11	83,92
134	289	780	0,11	84,21
135	290	780	0,11	84,50
136	290	770	0,11	85,60
137	290	770	0,1	94,16
138	290	770	0,09	104,62
139	290	780	0,1	92,95
140	290	780	0,09	103,28
141	290	760	0,11	86,72
142	290	775	0,11	85,04

Tabelle A6-4: W6 (Testmaterial 1) - Parameterstudie 6 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	d _H [mm]	E _{Vol} [J/mm ³]	UpSkin			DownSkin			PostContours						
					P	v	d _H	P	v	d _H	Standard		OnPart		DownSkin		
											P	v	P	v	P	v	
143	279	740	0,1	94,26													
144	280	740	0,1	94,59													
145	285	790	0,1	90,19													
146	286	780	0,1	91,67													
147	288	780	0,1	92,31													
148	290	760	0,1	95,39													
149	290	760	0,11	86,72	153	600	0,09	145	2400	0,05							
150	290	760	0,11	86,72	155	600	0,09	150	2400	0,05							
151	290	760	0,11	86,72	160	600	0,09	155	2400	0,05							
152	290	760	0,11	86,72	155	550	0,09	160	2400	0,05							
153	290	760	0,11	86,72	160	550	0,09	165	2400	0,05							
154	290	760	0,1	95,39							138	300	138	300	90	400	
155	290	760	0,1	95,39							140	300	140	300	100	400	
156	290	760	0,1	95,39							135	300	135	300	100	400	

Tabelle A6-5: W6 (Testmaterial 1) - Parameterstudie 7 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	d _H [mm]	E _{Vol} [J/mm ³]
168	285	790	0,12	75,16
169	285	790	0,11	81,99
170	285	790	0,1	90,19
171*	285	790	0,09	100,21
172	285	790	0,08	112,74
173	286	780	0,12	76,39
174	286	780	0,11	83,33
175	286	780	0,1	91,67
176	286	780	0,09	101,85
177	286	780	0,08	114,58

Nr.	P [W]	v [mm/s]	d _H [mm]	E _{Vol} [J/mm ³]
178	288	780	0,12	76,92
179	288	780	0,11	83,92
180	288	780	0,1	92,31
181	288	780	0,09	102,56
182	288	780	0,08	115,38
183	290	760	0,12	79,50
184	290	760	0,11	86,72
185	290	760	0,1	95,39
186	290	760	0,09	105,99
187	290	760	0,08	119,24

171* ... Parameterkombination für Probekörper von Testmaterial 1 von W6

Tabelle A6-6: W6 (Testmaterial 1) - Parameterstudie 8 - Supportstudie

Nr.	P [W]	v [mm/s]	d _H [mm]	E _{Vol} [J/mm ³]
168	285	790	0,12	75,16
169	285	790	0,11	81,99
188	280	790	0,12	73,84
189	280	790	0,11	80,55
190	275	790	0,12	72,52
191	275	790	0,11	79,11
192	285	840	0,12	70,68
193	285	840	0,11	77,11

Anhang 7: W6 (Testmaterial 2): Parameterkombinationen der Parameterstudie 1 (Bahnen), Parameterstudie 2 (Bahnen) und Parameterstudie 3 (Zylinder)

Tabelle A7-1: W6 (Testmaterial 2) - Parameterstudie 1 (Bahnen)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	d _H [mm]	E _{Vol} [J/mm ³]
1	280	750	0,11	84,85
2	280	760	0,11	83,73
3	280	770	0,11	82,64
4	280	780	0,11	81,59
5	280	790	0,11	80,55
6	280	800	0,11	79,55
7	280	750	0,1	93,33
8	280	760	0,1	92,11
9	280	770	0,1	90,91
10	280	780	0,1	89,74
11	280	790	0,1	88,61
12	280	800	0,1	87,50
13	280	750	0,09	103,70
14	280	760	0,09	102,34
15	280	770	0,09	101,01
16	280	780	0,09	99,72
17	280	790	0,09	98,45
18	280	800	0,09	97,22
19	285	750	0,11	86,36
20	285	760	0,11	85,23
21	285	770	0,11	84,12
22	285	780	0,11	83,04
23	285	790	0,11	81,99
24	285	800	0,11	80,97
25	285	750	0,1	95,00
26	285	760	0,1	93,75
27	285	770	0,1	92,53
28	285	780	0,1	91,35
29	285	790	0,1	90,19
30	285	800	0,1	89,06
31	285	750	0,09	105,56
32	285	760	0,09	104,17
33	285	770	0,09	102,81
34	285	780	0,09	101,50
35	285	790	0,09	100,21
36	285	800	0,09	98,96

Nr.	P [W]	v [mm/s]	d _H [mm]	E _{Vol} [J/mm ³]
37	290	750	0,11	87,88
38	290	760	0,11	86,72
39	290	770	0,11	85,60
40	290	780	0,11	84,50
41	290	790	0,11	83,43
42	290	800	0,11	82,39
43	290	750	0,1	96,67
44	290	760	0,1	95,39
45	290	770	0,1	94,16
46	290	780	0,1	92,95
47	290	790	0,1	91,77
48	290	800	0,1	90,63
49	290	750	0,09	107,41
50	290	760	0,09	105,99
51	290	770	0,09	104,62
52	290	780	0,09	103,28
53	290	790	0,09	101,97
54	290	800	0,09	100,69
55	295	750	0,11	89,39
56	295	760	0,11	88,22
57	295	770	0,11	87,07
58	295	780	0,11	85,96
59	295	790	0,11	84,87
60	295	800	0,11	83,81
61	295	750	0,1	98,33
62	295	760	0,1	97,04
63	295	770	0,1	95,78
64	295	780	0,1	94,55
65	295	790	0,1	93,35
66	295	800	0,1	92,19
67	295	750	0,09	109,26
68	295	760	0,09	107,82
69	295	770	0,09	106,42
70	295	780	0,09	105,06
71	295	790	0,09	103,73
72	295	800	0,09	102,43

Tabelle A7-2: W6 (Testmaterial 2) - Parameterstudie 2 (Bahnen) und Parameterstudie 4 (Zylinder, 73-94)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	d _H [mm]	E _{Vol} [J/mm ³]
73	260	625	0,11	94,55
74	260	650	0,11	90,91
75	260	675	0,11	87,54
76	260	700	0,11	84,42
77	260	725	0,11	81,50
78	260	750	0,11	78,79
79	260	625	0,1	104,00
80	260	650	0,1	100,00
81	260	675	0,1	96,30
82	260	700	0,1	92,86
83	260	725	0,1	89,66
84	260	750	0,1	86,67

Nr.	P [W]	v [mm/s]	d _H [mm]	E _{Vol} [J/mm ³]
85	290	700	0,11	94,16
86	290	710	0,11	92,83
87	290	720	0,11	91,54
88	290	730	0,11	90,29
89	290	740	0,11	89,07
90	290	700	0,1	103,57
91	290	710	0,1	102,11
92	290	720	0,1	100,69
93	290	730	0,1	99,32
94	290	740	0,1	97,97
95	290	750	0,11	87,88
96	290	750	0,1	96,67

Tabelle A7-3: W6 (Testmaterial 2) - Parameterstudie 3 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	d _H [mm]	E _{Vol} [J/mm ³]
1	280	750	0,11	84,85
3	280	770	0,11	82,64
6	280	800	0,11	79,55
7	280	750	0,1	93,33
10	280	780	0,1	89,74
12	280	800	0,1	87,50
19	285	750	0,11	86,36
22	285	780	0,11	83,04
24	285	800	0,11	80,97
25	285	750	0,1	95,00
26	285	760	0,1	93,75
27	285	770	0,1	92,53
28	285	780	0,1	91,35
29	285	790	0,1	90,19
30	285	800	0,1	89,06

Nr.	P [W]	v [mm/s]	d _H [mm]	E _{Vol} [J/mm ³]
31	285	750	0,09	105,56
34	285	780	0,09	101,50
36	285	800	0,09	98,96
37	290	750	0,11	87,88
40	290	780	0,11	84,50
42	290	800	0,11	82,39
43	290	750	0,1	96,67
46	290	780	0,1	92,95
48	290	800	0,1	90,63
61	295	750	0,1	98,33
63	295	770	0,1	95,78
66	295	800	0,1	92,19

Anhang 8: W6 (Testmaterial 3): Parameterkombinationen der Parameterstudie 1 (Bahnen)

Tabelle A8-1: W6 (Testmaterial 3) - Parameterstudie 1 (Bahnen)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
1	250	600	94,70
2	250	625	90,91
3	250	650	87,41
4	250	675	84,18
5	250	700	81,17
6	250	725	78,37
7	250	750	75,76
8	250	775	73,31
9	250	800	71,02
10	250	825	68,87
11	250	850	66,84
12	250	875	64,94
13	250	900	63,13
14	275	675	92,59
15	275	700	89,29
16	275	725	86,21
17	275	750	83,33
18	275	775	80,65
19	275	800	78,13
20	275	825	75,76
21	275	850	73,53
22	275	875	71,43
23	275	900	69,44
24	275	925	67,57
25	275	950	65,79
26	275	975	64,10
27	275	1000	62,50
28	285	700	92,53
29	285	725	89,34
30	285	750	86,36
31	285	775	83,58
32	285	800	80,97
33	285	825	78,51
34	285	850	76,20
35	285	875	74,03
36	285	900	71,97
37	285	925	70,02
38	285	950	68,18
39	285	975	66,43
40	285	1000	64,77

Tabelle A8-2: W6 (Testmaterial 3) - Parameterstudie 2 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
1	250	600	94,70
3	250	650	87,41
5	250	700	81,17
7	250	750	75,76
9	250	800	71,02
11	250	850	66,84
14	275	675	92,59
16	275	725	86,21
18	275	775	80,65
20	275	825	75,76
22	275	875	71,43
24	275	925	67,57

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
28	285	700	92,53
30	285	750	86,36
32	285	800	80,97
34	285	850	76,20
36	285	900	71,97
38	285	950	68,18

Tabelle A8-3: W6 (Testmaterial 3) - Parameterstudie 3 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
41	275	690	90,58
42	275	700	89,29
43	275	710	88,03
44	275	720	86,81
45	275	730	85,62
46	275	740	84,46
47*	275	750	83,33

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
48	280	700	90,91
49	280	710	89,63
50	280	720	88,38
51	280	730	87,17
52	280	740	86,00
53	280	750	84,85
54	280	760	83,73
55	280	770	82,64

47* ... Parameterkombination für Probekörper von Testmaterial 1 von W6

**Anhang 9: W7, W9: Parameterkombinationen der Parameterstudien 1 (Bahnen);
W7: Parameterstudie 2 (Zylinder) und Parameterstudie 3 (Zylinder)**

Tabelle A9-1: W7, W9 - Parameterstudien 1 (Bahnen)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
1	175	300	132,58
2	175	350	113,64
3	175	400	99,43
4	175	450	88,38
5	175	500	79,55
6	175	550	72,31
7	175	600	66,29
8	175	650	61,19
9	175	700	56,82
10	200	350	129,87
11	200	400	113,64
12	200	450	101,01
13	200	500	90,91
14	200	550	82,64
15	200	600	75,76
16	200	650	69,93
17	200	700	64,94
18	200	750	60,61
19	200	800	56,82
20	225	400	127,84
21	225	450	113,64
22	225	500	102,27
23	225	550	92,98
24	225	600	85,23
25	225	650	78,67
26	225	700	73,05
27	225	750	68,18
28	225	800	63,92
29	225	850	60,16
30	250	450	126,26
31	250	500	113,64
32	250	550	103,31
33	250	600	94,70
34	250	650	87,41
35	250	700	81,17
36	250	750	75,76
37	250	800	71,02
38	250	850	66,84
39	250	900	63,13
40	275	500	125,00
41	275	550	113,64
42	275	600	104,17
43	275	650	96,15
44	275	700	89,29
45	275	750	83,33
46	275	800	78,13
47	275	850	73,53
48	275	900	69,44
49	275	950	65,79
50	300	500	136,36
51	300	550	123,97
52	300	600	113,64
53	300	650	104,90
54	300	700	97,40
55	300	750	90,91
56	300	800	85,23
57	300	850	80,21
58	300	900	75,76
59	300	950	71,77
60	300	1000	68,18

Tabelle A9-2: W7 - Parameterstudie 2 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
25	225	650	78,67
26	225	700	73,05
27	225	750	68,18
28	225	800	63,92

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
36	250	750	75,76
37	250	800	71,02
38	250	850	66,84
46	275	800	78,13
47	275	850	73,53

Tabelle A9-3: W7 - Parameterstudie 3 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
48	250	725	78,37
49	250	775	73,31
50*	250	825	68,87
51	250	875	64,94

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
52	225	675	75,76
53	225	725	70,53
54	225	775	65,98
55	275	825	75,76
56	275	875	71,43

50* ... Parameterkombination für Probekörper von W7

Anhang 10: W8: Parameterkombinationen der Parameterstudie 1 (Zylinder)**Tabelle A10-1: W8 - Parameterstudie 1 (Zylinder)**

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
1*	285	960	68,18
2	275	960	56,82
3	265	960	48,70
4	285	1000	72,31
5	285	900	66,29
6	295	960	56,82

1* ... Parameterkombination für Probekörper von W8

Anhang 11: W9: Parameterkombinationen der Parameterstudie 2 (Zylinder)**Tabelle A11-1: W9 - Parameterstudie 2 (Zylinder)**

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
12	200	450	101,01
13	200	500	90,91
14	200	550	82,64
15	200	600	75,76
23	225	550	92,98
24	225	600	85,23
25	225	650	78,67
26	225	700	73,05

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
33	250	600	94,70
34	250	650	87,41
35	250	700	81,17
36	250	750	75,76
43	275	650	96,15
44	275	700	89,29
45	275	750	83,33

Anhang 12: W10: Parameterkombinationen der Parameterstudie 1 (Bahnen), Parameterstudie 2 (Zylinder), Parameterstudie 3 (Zylinder) und Parameterstudie 4 (Zylinder)

Tabelle A12-1: W10 - Parameterstudie 1 (Bahnen)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
1	250	600	94,70
2	250	625	90,91
3	250	650	87,41
4	250	675	84,18
5	250	700	81,17
6	250	725	78,37
7	250	750	75,76
8	250	775	73,31
9	250	800	71,02
10	250	825	68,87
11	250	850	66,84
12	250	875	64,94
13	250	900	63,13
14	275	675	92,59
15	275	700	89,29
16	275	725	86,21
17	275	750	83,33
18	275	775	80,65
19	275	800	78,13
20	275	825	75,76
21	275	850	73,53
22	275	875	71,43
23	275	900	69,44
24	275	925	67,57
25	275	950	65,79
26	275	975	64,10
27	275	1000	62,50

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
28	285	700	92,53
29	285	725	89,34
30	285	750	86,36
31	285	775	83,58
32	285	800	80,97
33	285	825	78,51
34	285	850	76,20
35	285	875	74,03
36	285	900	71,97
37	285	925	70,02
38	285	950	68,18
39	285	975	66,43
40	285	1000	64,77

Tabelle A12-2: W10 - Parameterstudie 2 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
1	250	600	94,70
3	250	650	87,41
5	250	700	81,17
7	250	750	75,76
9	250	800	71,02
11	250	850	66,84
14	275	675	92,59
16	275	725	86,21
18	275	775	80,65
20	275	825	75,76
22	275	875	71,43
24	275	925	67,57

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
28	285	700	92,53
30	285	750	86,36
32	285	800	80,97
34	285	850	76,20
36	285	900	71,97
38	285	950	68,18

Tabelle A12-3: W10 - Parameterstudie 3 (Zylinder)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
41	275	690	90,58
42	275	700	89,29
43	275	710	88,03
44	275	720	86,81
45	275	730	85,62
46	275	740	84,46
47	275	750	83,33

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
48	280	700	90,91
49	280	710	89,63
50	280	720	88,38
51	280	730	87,17
52	280	740	86,00
53	280	750	84,85
54	280	760	83,73
55	280	770	82,64

Tabelle A12-4: W10 - Parameterstudie 4 (Zylinder, $d_H=0,10$)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
56	275	850	80,88
57	275	875	78,57
58	275	900	76,39
59	275	925	74,32
60	275	950	72,37
61	275	975	70,51
62	275	1000	68,75

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{Vol} [J/mm ³]
63	285	875	81,43
64	285	900	79,17
65	285	925	77,03
66	285	950	75,00
67*	285	975	73,08
68	285	1000	71,25
69	285	1025	69,51

67* ... Parameterkombination für Probekörper von W10

Anhang 13: W11: Parameterkombinationen der Parameterstudie 1 (Bahnen, Schichtstärke: 40 µm), Parameterstudie 2 (Zylinder, Schichtstärke: 40 µm), Parameterstudie 3 (Zylinder, Schichtstärke: 40 µm), Parameterstudie 4 (Bahnen, Schichtstärke: 30 µm) und Parameterstudie 5 (Zylinder, Schichtstärke: 30 µm)

Tabelle A13-1: W11 - Parameterstudie 1 (Bahnen, 40 µm Schichtstärke) und Parameterstudie 4 (Bahnen, 30 µm Schichtstärke)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{vol} [J/mm ³]
1	225	550	92,98
2	225	575	88,93
3	225	600	85,23
4	225	625	81,82
5	225	650	78,67
6	225	675	75,76
7	225	700	73,05
8	225	725	70,53
9	225	750	68,18
10	225	775	65,98
11	250	600	94,70
12	250	625	90,91
13	250	650	87,41
14	250	675	84,18
15	250	700	81,17
16	250	725	78,37
17	250	750	75,76
18	250	775	73,31
19	250	800	71,02
20	250	825	68,87
21	250	850	66,84
22	250	875	64,94
23	250	900	63,13

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E_{vol} [J/mm ³]
24	275	675	92,59
25	275	700	89,29
26	275	725	86,21
27	275	750	83,33
28	275	775	80,65
29	275	800	78,13
30	275	825	75,76
31	275	850	73,53
32	275	875	71,43
33	275	900	69,44
34	275	925	67,57
35	275	950	65,79
36	275	975	64,10
37	275	1000	62,50
38	285	700	92,53
39	285	725	89,34
40	285	750	86,36
41	285	775	83,58
42	285	800	80,97
43	285	825	78,51
44	285	850	76,20
45	285	875	74,03
46	285	900	71,97
47	285	925	70,02
48	285	950	68,18
49	285	975	66,43
50	285	1000	64,77

Tabelle A13-2: W11 - Parameterstudie 2 (Zylinder, 40 µm Schichtstärke)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E _{Vol} [J/mm ³]
1	225	550	92,98
3	225	600	85,23
5	225	650	78,67
7	225	700	73,05
9	225	750	68,18
11	250	600	94,70
13	250	650	87,41
15	250	700	81,17
17	250	750	75,76
19	250	800	71,02
21	250	850	66,84

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E _{Vol} [J/mm ³]
24	275	675	92,59
26	275	725	86,21
28	275	775	80,65
30	275	825	75,76
32	275	875	71,43
34	275	925	67,57
38	285	700	92,53
40	285	750	86,36
42	285	800	80,97
44	285	850	76,20
46	285	900	71,97
48	285	950	68,18

Tabelle A13-3: W11 - Parameterstudie 3 (Zylinder, 40 µm Schichtstärke)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E _{Vol} [J/mm ³]
6	225	675	75,76
7	225	700	73,05
8	225	725	70,53
18	250	775	73,31
19	250	800	71,02
20	250	825	68,87
45	285	875	74,03
46	285	900	71,97
47	285	925	70,02

Tabelle A13-4: W11 – Parameterstudie 5 (Zylinder, 30 µm Schichtstärke)

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E _{Vol} [J/mm ³]
51	225	625	109,09
52	225	650	104,90
53	225	675	101,01
54	225	700	97,40
55	225	725	94,04
56	225	750	90,91
57	225	775	87,98
58	225	800	85,23

Nr.	P [W]	v [mm/s]	E _{Vol} [J/mm ³]
59	250	650	116,55
60	250	675	112,23
61	250	700	108,23
62	250	725	104,49
63	250	750	101,01
64	250	775	97,75
65	250	800	94,70
66*	250	825	91,83

66* ... Parameterkombination für Probekörper von W11