

Patrick Roland Peter, BSc

# **Drahtbasiertes additives Fertigen von Ti6AlV4 mittels Elektronenstrahlschweißen**

## **MASTERARBEIT**

zur Erlangung des akademischen Grades

Diplom-Ingenieur

Masterstudium Maschinenbau

eingereicht an der

**Technischen Universität Graz**

Betreuer

Assoc.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger  
Dr.techn. Fernando Gustavo Warchomicka

Institut für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik  
Institutsvorstand: Univ.-Prof. Dipl.-Ing Dr.techn. Christof Sommitsch

## **EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG**

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe. Das in TUGRAZonline hochgeladene Textdokument ist mit der vorliegenden Masterarbeit identisch.

---

Datum

---

Unterschrift

# Danksagung

An dieser Stelle möchte ich mich bei allen bedanken, die mich beim Verfassen dieser Arbeit unterstützt haben.

Mein besonderer Dank gebührt dem Institut für Werkstoffkunde, Füge-technik und Umformtechnik, insbesondere dessen Leiter Univ.-Prof. Dipl.-Ing Dr.techn. Christof Sommitsch, für die Ermöglichung dieser Masterarbeit und Nutzung der Infrastruktur des Instituts.

Ebenfalls möchte ich mich beim Beurteiler meiner Arbeit, Assoc.Prof. Dipl.-Ing Dr.techn. Norbert Enzinger herzlich bedanken, der mich jederzeit mit seiner fachlichen Kompetenz unterstützte. Außerdem möchte ich mich bei meinem Betreuer Dr.techn. Fernando Gustavo Warchomicka für seine fachliche Unterstützung und seine Geduld beim Mikroskopieren bedanken.

Zusätzlich möchte ich mich bei allen Mitarbeitern des Labors bzw. der Werkstätten für die Unterstützung bedanken sowie bei der gesamten Fügegruppe. Ergänzend zur Unterstützung in fachlichen Belangen seien an dieser Stelle auch die interessanten Diskussionen und Aktivitäten abseits dessen, zum Beispiel im Rahmen des Schweißer-Stammtisches, zu erwähnen.

Für die Zurverfügungstellung vom Schweißzusatz möchte ich mich bei Herrn Dr. Martin Peruzzi und der Voestalpine Böhler Welding Group GmbH bedanken. Des Weiteren möchte ich mich bei Herrn Oleg Mityashkin von der Hermith GmbH in München für die Zurverfügungstellung des Grundmaterials, bedanken.

Für die Anerkennung und Wertschätzung möchte ich mich herzlich bei der WKO Steiermark bedanken, die diese Arbeit mit der Verleihung des WKO-Forschungsstipendium gewürdigt hat.

Mein größter Dank gilt meinen lieben Eltern Angelika und Roland für die bedingungslose Unterstützung. Ihnen möchte ich diese Arbeit widmen und damit meinen Dank ausdrücken, mir dieses Studium ermöglicht zu haben.

Graz im November, 2017

# Kurzfassung

Inhalt dieser Diplomarbeit sind Untersuchungen zum additiven Fertigen von Bauteilen aus der Titanlegierung TiAl6V4 durch Elektronenstrahlschweißen. Der Zusatzwerkstoff wird dabei in Form von Draht zugeführt. Bekannt ist dieses Verfahren unter den Namen „Electron beam additive manufacturing“ (EBAM) bzw. „Electron beam freeform fabrication“ (EBF<sup>3</sup>, EBFFF) und zeichnet sich durch eine hohe Abschmelzleistung für die Fertigung von konturnahen Bauteilen aus.

Für das Gelingen dieses Prozesses sind die Wahl geeigneter Maschinen-Einstellparameter notwendig. Diese wurden für Einzelnähte anfangs im Zuge der Literaturrecherche und später im experimentellen Teil bestimmt. Des Weiteren wurden diese Parameter variiert und ihr Einfluss ausgewertet. Der nächste Schritt war es diese Einzelnähte geeignet anzuordnen um die gewünschte Geometrie möglichst konturnah herzustellen. Für die Charakterisierung dieses Verfahrens wurden einfache quaderförmige Strukturen hergestellt. Die Charakterisierung umfasste die Metallographie mit Licht- und Rasterelektronenmikroskop (REM), die Untersuchung mechanischer Kennwerte sowie den Einfluss diverser Wärmebehandlungen.

Die Erkenntnisse aus dieser Arbeit können dazu dienen dieses Verfahren weiterzuentwickeln um komplexere Bauteile herstellen zu können.

## Abstract

This thesis highlights investigations on additive manufactured parts of titanium alloy Ti6Al4V. The used process was wire-feed electron beam welding. This method is known as electron beam additive manufacturing (EBAM) or electron beam freeform fabrication (EBF<sup>3</sup>, EBFFF) and is characterized by a high deposition rate for manufacturing near net shape parts.

It is important to set appropriate parameters for the success of this process. These settings were determined for single beads through literature research and are later part of the experimental research. Besides, these parameters were varied and their influence has been evaluated. The next step was to arrange single beads appropriately in order to produce near net shape parts. To characterize the process cuboid parts were manufactured. The characterization involved metallography with a light and scanning electron microscope, investigation of mechanical properties as well as influence of heat treatments.

The results of this work may help to develop this process and therefore to produce more complex components.

# Abkürzungsverzeichnis und Formelzeichen

Schweiß- und Fertigungsverfahren sowie weitere englische Abkürzungen (falls keine gebräuchliche deutsche Übersetzung existiert, wird darauf verzichtet):

<b>3DP</b>	3D Printing	3D Druck
<b>ALM</b>	Additive Layer Manufacturing	
<b>AM</b>	Additive Manufacturing	Additive Fertigung
<b>ASTM</b>	American Society for Testing and Materials	
<b>CAD</b>	Computer Aided Design	
<b>DED</b>	Direct Energy Deposition	
<b>DLD</b>	Direct Laser Deposition	
<b>DMD</b>	Direct Metal Deposition	
<b>DoE</b>	Design of Experiments	Statistische Versuchsplanung
<b>EBAM</b>	Electron Beam Additive Manufacturing	
<b>EBF<sup>3</sup>/EBFFF</b>	Electron Beam FreeForm Fabrication	
<b>EBM</b>	Electron Beam Melting	
<b>EDX</b>	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
<b>FDM</b>	Fused Deposition Modeling	
<b>LAM</b>	Laser Additive Manufacturing	
<b>LBAM</b>	Laser Based Additive Manufacturing	
<b>LENS™</b>	Laser Engineered Net Shaping	
<b>LOM</b>	Laminated Object Manufacturing	
<b>MJP</b>	Multi Jet Printing	
<b>PMD</b>	Precision Metal Deposition	
<b>PTA SFFF</b>	Plasma Transferred Arc Solid Free Form Fabrication	
<b>SFF</b>	Solid Freeform Fabrication	
<b>SLA</b>	Stereolithography	
<b>SLM</b>	Selective Laser Melting	
<b>SLS</b>	Selective Laser Sintering	
<b>SMD</b>	Shaped Metal Deposition	
<b>TIG/WIG</b>	Tungsten Inert Gas	Wolfram- Inertgasschweißen
<b>WAAM</b>	Wire and Arc Additive Manufacturing	

### Deutsche Abkürzungen:

<b><math>\alpha</math></b>	Hexagonales Titan, Wärmedehnung
<b><math>\alpha'</math></b>	Martensit
<b>B</b>	Raumzentriertes Titan
<b>CAD</b>	Computer-aided design
<b>hdp</b>	Hexagonal-dichtest gepackt
<b>krz</b>	Kubisch-raumzentriert
<b>MIG</b>	Metall-Schutzgasschweißen mit inertem Gas
<b>REM</b>	Rasterelektronenmikroskop
<b>WEZ</b>	Wärmeeinflusszone
<b>WBH</b>	Wärmebehandlung

### Formelzeichen und Maschinenparameter:

<b>A</b>	Bruchdehnung	[%]
<b><math>\alpha</math></b>	Ausdehnungskoeffizient	[1/K]
<b>B</b>	Nahtbreite	[mm]
<b>d</b>	Nahtabstand	[mm]
<b>E</b>	Streckenergie	[J/mm]
<b><math>\epsilon</math></b>	Dehnung	[%]
<b>H</b>	Nahthöhe	[mm]
<b>HV</b>	Härte nach Vickers	
<b><math>I_s</math></b>	Strahlstrom	[mA]
<b><math>\lambda</math></b>	Wärmeleitfähigkeit	[W/mK]
<b>Q</b>	Wärmeeinbringung	[J/mm]
<b><math>R_M</math></b>	Bruchfestigkeit	[MPa]
<b><math>\rho</math></b>	Dichte	[kg/dm <sup>3</sup> ]
<b><math>R_{p0.2}</math></b>	0,2 % Dehngrenze	[MPa]
<b><math>\sigma</math></b>	Spannung allgemein	[MPa]
<b>T</b>	Temperatur allgemein	[°C]
<b><math>T_\beta</math></b>	$\alpha$ - $\beta$ Umwandlungstemperatur	[°C]
<b><math>T_s</math></b>	Schmelztemperatur	[°C]
<b><math>U_B</math></b>	Beschleunigungsspannung	[kV]
<b><math>v_D</math></b>	Drahtfördergeschwindigkeit	[m/min]
<b><math>v_s</math></b>	Schweißgeschwindigkeit	[mm/s]
<b>Z</b>	Brucheinschnürung	[%]

# Inhaltsverzeichnis

Eidesstattliche Erklärung.....	II
Danksagung .....	III
Kurzfassung .....	IV
Abstract .....	IV
Abkürzungsverzeichnis und Formelzeichen .....	V
Inhaltsverzeichnis.....	VII
1 Einführung.....	1
1.1 Motivation .....	1
1.2 Ziele .....	2
2 Literatur.....	3
2.1 Titan und Titanlegierungen .....	3
2.1.1 Einteilung von Titanlegierungen .....	5
2.1.2 TiAl6V4 – Eigenschaften und Mikrostruktur .....	7
2.2 Schweißen Grundlagen .....	11
2.2.1 Elektronenstrahlschweißen.....	12
2.2.2 Werkstoffübergang von Lichtbogen- und Elektronenstrahlschweißen im Vergleich ...	14
2.2.3 Wichtige Kennzahlen der Schweißtechnik .....	16
2.2.4 Schmelzschweißen von Titan und Titanlegierungen.....	17
2.2.5 Schweißen von TiAl6V4 und Charakterisierung der WEZ.....	18
2.2.6 Wärmebehandlungen nach dem Schweißen von TiAl6V4 .....	22
2.3 Grundlagen und Einteilung der additiven Fertigungsverfahren.....	22
2.3.1 Pulverbettverfahren .....	26
2.3.2 Direct Energy Deposition (DED) .....	27
2.3.3 Fertigungstechnologie DED bzw. WAAM-Verfahren.....	30
2.3.4 Eigenschaften von additiv gefertigten Bauteilen sowie Qualitätssicherung.....	32
2.3.5 Additive Fertigung von TiAl6V4 .....	34
2.4 Anforderungen an Biomaterialien in der Medizintechnik.....	35
2.4.1 Künstliches Hüftgelenk, Aufbau und Materialien .....	36
3 Experimenteller Teil .....	38
3.1 Versuchsdurchführung.....	38
3.1.1 Elektronenstrahl Schweißmaschine .....	38
3.1.2 Werkstoffe.....	38
3.1.3 Metallografie .....	39

3.2	Schweißversuche.....	40
3.2.1	Parameter und Versuche.....	40
3.2.2	Mehrlagige bzw. mehrspurige Versuche.....	44
3.2.3	Verwendete Parameter .....	45
3.3	Simulation.....	46
3.4	Temperaturmessungen während des Schweißvorgangs .....	47
3.5	Wärmebehandlungen.....	48
3.6	Untersuchung der mechanischen Kennwerte.....	48
3.6.1	Probenentnahme für den Zugversuch.....	49
3.6.2	Probenentnahme für die Kerbschlagbiegeprüfung.....	50
4	Ergebnisse .....	51
4.1	Einzelnähte .....	51
4.1.1	Zusammenhang Nahtgeometrie und Parameter .....	52
4.1.2	Aufmischungsgrad .....	55
4.2	Aufbauten und Fertigungstechnologie.....	56
4.2.1	Einspurige Aufbauten, Höhenzunahme .....	56
4.2.2	Mehrspurige Aufbauten .....	61
4.2.3	Fertigung von schrägen Wänden.....	63
4.3	Metallografie .....	64
4.3.1	Makrostruktur .....	64
4.3.2	Mikrostruktur .....	65
4.3.3	Chemische Analyse.....	70
4.4	Mechanische Kennwerte.....	73
4.4.1	Härte .....	73
4.4.2	Zugversuch .....	76
4.4.3	Kerbschlagbiegeprüfung.....	78
5	Diskussion.....	79
5.1	Fertigungstechnologie.....	79
5.2	Gefüge .....	80
5.3	Mechanische Eigenschaften .....	81
5.3.1	Zugversuch .....	81
5.3.2	Kerbschlagbiegeprüfung.....	84
5.3.3	Härtemessung .....	84
6	Zusammenfassung.....	85
7	Ausblick .....	88

Abbildungsverzeichnis.....	90
Formelverzeichnis .....	93
Tabellenverzeichnis .....	93
Literaturquellen.....	94
Anhang .....	98
Auswertung von Versuchsplan 2 „niedrige Leistung“ .....	98
Auswertung von Versuchsplan 3 „hohe Leistung“ .....	99
Auswertung von Versuchsplan 2 und 3 (Drahtvorschub ist konstant).....	100
Temperaturmessdaten.....	101
Prüfprotokoll Zugversuch .....	104

# 1 Einführung

Die additive Fertigung („Additive manufacturing“ – AM) oder, umgangssprachlich besonders in den Medien bekannt als „3D Druck“, wurde unter dem Namen „rapid prototyping“ bereits vor mehreren Jahrzehnten entwickelt. [1]

Pressemeldungen über ein additiv gefertigtes künstliches Herz oder die Vorstellung eines vollständig im „3D Drucker“ gefertigten ferngesteuerten Versuchsflugzeuges von Airbus sorgen für eine ungebrochene mediale Aufmerksamkeit dieses Themas. [2, 3]

Um immer höheren Anforderungen an das Produkt hinsichtlich Ressourcennutzung, Energie- sowie Zeiteinsatz gerecht zu werden, bedarf es einer ständigen Weiterentwicklung der Verfahren und Prozesse. Anfänglich wurden additiv gefertigte Bauteile als Prototypen zu Anschauungs- bzw. Demonstrationszwecken eingesetzt. Weiterentwicklungen sowie neue Verfahren sorgen jedoch für immer neue Einsatzgebiete und Einsatzbranchen, bis hin zur Produktion von Fertigteilen. [4]

## 1.1 Motivation

Kurze Produktentwicklungszyklen, Leichtbau, ressourcenschonende Produktion sowie Flexibilität sind Schlagworte, welche häufig mit additiver Fertigung in Zusammenhang gebracht werden. Dabei ist die additive Fertigung nicht als Ersatz für etablierte Verfahren zu sehen, sondern als Alternative, welche Vorteile gegenüber konventionellen Verfahren bieten kann.

Bei der spanenden Bearbeitung gehen große Teile des eingesetzten Werkstoffs in Form von Spänen verloren. Ur- und Umformverfahren erreichen höhere Materialausnutzungsgrade, allerdings sind in der Regel teure werkstückspezifische Vorrichtungen und Formen notwendig. Daraus können sich wirtschaftliche Vorteile für die Fertigung von komplexen Bauteilen ergeben. Insbesondere für schwer bearbeitbare bzw. spanbare und teure Werkstoffe, wie zum Beispiel Titan, bietet die additive Fertigung wirtschaftliche Vorteile. Durch den hohen Automatisierungsgrad ist es zudem möglich Einzelteile kurzfristig und ressourcensparend herzustellen. Zusätzlich ist es durch das schichtweise Auftragen von Material möglich Geometrien herzustellen, welche mit anderen Verfahren so nicht herstellbar sind. Dadurch ist es möglich zum Beispiel Bauteile mit Zusatzfunktionen wie komplexen Kühlkanälen zu versehen oder festigkeitsoptimierte Leichtbauteile zu erzeugen. Dazu sind allerdings umfangreiche Untersuchungen notwendig. Die Eigenschaften der additiv gefertigten Bauteile unterscheiden sich oftmals gravierend hinsichtlich Isotropie und mechanischen Eigenschaften, da sie von den Prozessrandbedingungen abhängen und jeder Werkstoff und Prozess andere Charakteristiken besitzt. [5, 6]

## 1.2 Ziele

Das Verfahren ist grundsätzlich nichts Neues und es gibt einen kommerziellen Hersteller der Bauteile mit EBAM („Electron beam additive manufacturing“) herstellt (siehe Abbildung 1). Erfahrungen mit diesem Prozess sind jedoch nicht detailliert der Öffentlichkeit zugänglich und somit ist das Ziel dieser Arbeit, aufbauend auf den Erkenntnissen zweier vorangegangener Diplom- bzw. Masterarbeiten, das additive Fertigen von Bauteilen aus Titanlegierungen an der Elektronenstrahlanlage der TU Graz zu untersuchen. [7, 8]

Ziel dieser Untersuchungen ist es funktionierende Maschineneinstellungen zu finden, diese zu optimieren sowie den Einfluss von Änderungen bestimmter Maschinenparameter herauszufinden und zu beschreiben. Zusätzlich sollen die mechanischen Kennwerte von produzierten Versuchsbauteilen ermittelt und bewertet werden. Des Weiteren soll für einen gewissen Praxisbezug die Anwendung dieses Verfahrens für medizinische Implantate, wie zum Beispiel ein künstliches Hüftgelenk, untersucht und diskutiert werden. Als Abschluss soll der Ausblick dieser Arbeit potentielle Verbesserungsmöglichkeiten hinsichtlich Hardware und Prozess sowie mögliche weiterführende Betrachtungen beinhalten.



Abbildung 1: Hohle Halbkugel gefertigt von Sciaky Inc. [9]

## 2 Literatur

### 2.1 Titan und Titanlegierungen

Titan hat eine Dichte von  $4,5 \text{ g/cm}^3$  und befindet sich damit an der Grenze zwischen Leicht- und Schwermetallen. Charakteristisch sind eine hohe Schmelztemperatur und eine hohe chemische Reaktivität. Titan ist kein seltenes Element in der Erdkruste, jedoch kommt es fast ausschließlich in Form von verschiedenen Titan-Oxid Verbindungen (z.B.  $\text{FeTiO}_3$  und  $\text{TiO}_2$ ) vor. [10–12]

Die hohe Reaktivität von Titan bewirkt, dass unter Atmosphäre unmittelbar eine stabile Oxidschicht an der Oberfläche gebildet wird. Diese Passivschicht bewirkt eine hervorragende Widerstandsfähigkeit gegen Korrosion für viele Umgebungsmedien. Bei höheren Temperaturen jedoch, findet eine Diffusion von atmosphärischen Gasen durch die Passivschicht statt. Diese Sauerstoffaufnahme bewirkt eine starke Versprödung des Materials ( $\alpha$ -case). Um diese meist unzulässige Versprödung zu vermeiden, muss bei allen Prozessen (z.B. Schweißen und Wärmebehandlung) vermieden werden, dass Werkstückbereiche oder Zusatzwerkstoff mit Temperaturen größer als  $250\text{-}400^\circ\text{C}$  Kontakt mit atmosphärischen Gasen haben. Aus diesem Grund müssen diese Anwendungen unter hochreinem inerten Schutzgas (Helium oder Argon) oder im Vakuum erfolgen. [11, 13, 14]

Tabelle 1 zeigt einen Vergleich der physikalischen und mechanischen Eigenschaften von Titan, Aluminium und Eisen sowie ausgewählter Legierungen:

Tabelle 1: Vergleich der physikalischen und mechanischen Eigenschaften von Titan, Aluminium und Eisen sowie ausgewählter Legierungen [10, 12, 13, 15]

	Titan	Aluminium	Eisen
Dichte [ $\text{g/cm}^3$ ] <sup>1</sup>	4,5	2,7	7,9
Schmelztemperatur [ $^\circ\text{C}$ ] <sup>1</sup>	1670	660	153
Thermischer Ausdehnungskoeffizient [ $1/\text{K}$ ] <sup>1</sup>	9	25	12,3
E-Modul [ $\text{GPa}$ ] <sup>1</sup>	115	72	215
Max. Einsatztemperatur [ $^\circ\text{C}$ ] <sup>2</sup>	550 (TiAl6Zr5MoSi- $\alpha$ -nahe Legierung) 430 $\alpha+\beta$ Legierungen 320 $\beta$ Legierungen	150-170	300 (S235) - 800 (vollaustenitische Chrom-Nickel Stähle)
Zugfestigkeit Rm [ $\text{MPa}$ ] bei Raumtemperatur <sup>2</sup>	900 (TiAl6V4- $\alpha+\beta$ )	520 (AlZnMgCu- Legierungen)	360-510 (S235) – 980-1150 (S960 Q)

<sup>1</sup> Kennwerte der Reinstoffe

<sup>2</sup> Kennwerte von ausgewählten Legierungen

Die Eigenschaften werden durch Art und Menge von Verunreinigungen sowie Legierungselementen bestimmt. Grundsätzliche Entscheidungskriterien für den Einsatz von Titan und Titanlegierungen sind:

- **Chemische Beständigkeit:** Vor allem bei Raumtemperatur besitzt Titan eine stabile Passivschicht, die gegen viele Medien (z.B. Salpetersäure, Schwefelsäure sowie Basen) beständig ist. [11]
- **Hohes Festigkeit/Dichte Verhältnis:** Die erreichten Festigkeitswerte liegen im Bereich von Stahllegierungen, jedoch ist die Dichte von Titan um ca. 40% geringer. Im Vergleich zu Aluminium besitzt Titan eine um 60% höhere Dichte, allerdings sind auch die Festigkeitswerte von Titan wesentlich höher. [10]
- **Temperaturbeständigkeit:** Im Vergleich zu Aluminium besitzen Titanlegierungen eine wesentlich höhere Einsatztemperatur. Außerdem besitzt Titan im Vergleich zu Eisenbasis, Aluminiumlegierungen sowie zu Nickellegierungen einen geringen Wärmedehnungskoeffizienten. Abhängig von den Legierungszusätzen ergeben sich Einsatztemperaturen bis 600°C. [13]
- **Biokompatibilität:** Die hervorragende Biokompatibilität (Verträglichkeit mit Lebewesen) von Titan hängt mit der chemischen Beständigkeit zusammen. Die stabile festhaftende Oxidschicht ist zudem noch schlecht bis nicht elektrisch leitend, was die elektrochemische Korrosion und eine Ionenwanderung vermindert. Aus diesen Gründen wird die Entstehung von toxischen oder Allergien auslösenden Reaktionsprodukten und Korrosionsprodukten vermindert. [11]
- **Preis:** Ausschlaggebend für den ca. fünffachen Preis von Titan im Vergleich zu Aluminium sind vor allem die Gewinnung der Ausgangsprodukte (Titaneisenerz oder Rutil), der energieaufwendige Herstellprozess sowie die Verarbeitung. Bei der Verarbeitung ist erhöhte Sauberkeit, getrennte Werkzeuge für die Titanbearbeitung und der Einsatz von Vakuum oder hochreinen Edelgasen bei Wärmebehandlungen sowie beim Schweißen zu erwähnen. [10, 13]

Aufgrund dieser Eigenschaften ergeben sich unter anderem folgende Einsatzbereiche: [10, 16]

- **Chemische Industrie, Anlagenbau und Petrochemie:** Wärmetauscher, Kondensatoren
- **Biomaterial:** Implantate, künstliche Hüft- und Kniegelenke
- **Energietechnik:** Dampfturbinenschaufeln, Verdichter in Gasturbinen
- **Automobilindustrie:** Federn, Abgassystem
- **Schifffahrtsindustrie und Bohrseln:** Hülle von Unterseebooten, Bohrseln etc.
- **Gebäude:** Fassaden, Dächer oder Kuppeln z.B. Guggenheim Museum Spanien
- **Luftfahrt- und Rüstungsindustrie:** F-22 Raptor (40% der Masse Titan), Boeing 747 (41 Tonnen pro Flugzeug)
- **Sportartikel:** Golf, Kufen von Eislaufschuhen

### 2.1.1 Einteilung von Titanlegierungen

Reintitan liegt bei Raumtemperatur in Form der hexagonal-dichtesten Packung (hdp) vor ( $\alpha$ -Phase). Bei  $882^\circ\text{C}$  findet eine Umwandlung in die kubisch-raumzentrierte (krz)  $\beta$ -Phase statt (siehe Abbildung 2). Für TiAl6V4 wird die  $\beta$ -Umwandlungstemperatur mit ca.  $995^\circ\text{C}$  angegeben, jedoch ist sie im Detail von der genauen Legierungszusammensetzung abhängig. [11]

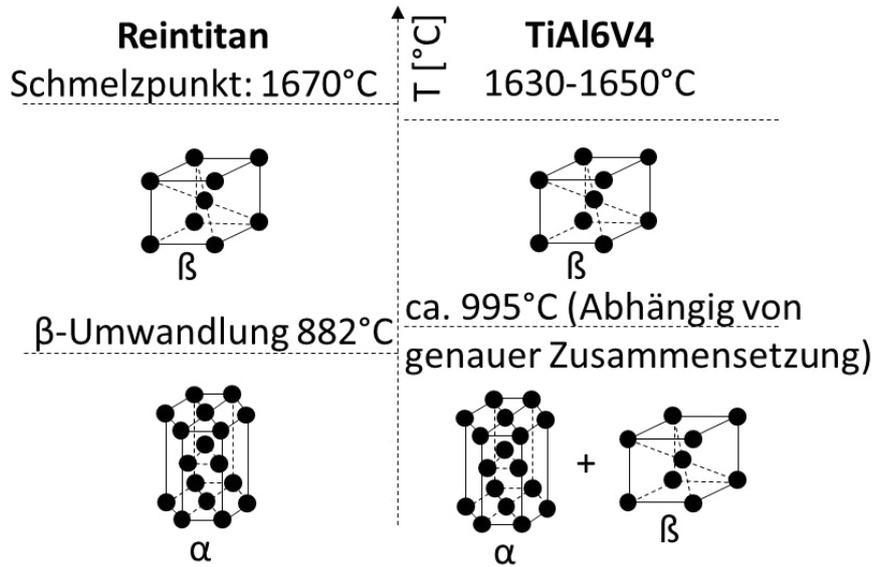


Abbildung 2: Kristallstruktur von Titan und TiAl6V4 in Anlehnung an [11, 12]

Die Modifikationen und Umwandlungen werden durch die Legierungselemente bestimmt (siehe Abbildung 3). Dabei wird zwischen neutralen Elementen (Sn, Zr),  $\alpha$ -stabilisierenden Elementen (Al, O, N, C) und  $\beta$ -stabilisierenden Elementen unterschieden. Bei den  $\beta$ -stabilisierenden gibt es zwei Untergruppen:  $\beta$ -isomorphe Elemente (Mo, V, Ta, Nb) und  $\beta$ -eutektische Elemente (Fe, Mn, Cr, Co etc.). [11, 13]

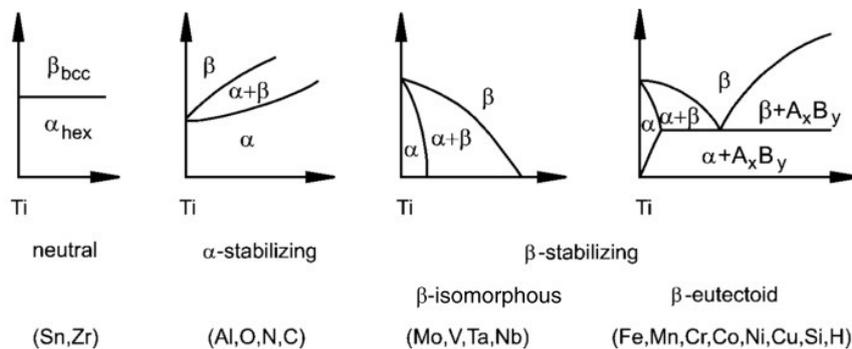


Abbildung 3: Einfluss der Legierungselemente auf die Phasendiagramme von Titanlegierungen [11]

Eine Einteilung von Titanlegierungen erfolgt aufgrund der Kristallstruktur bei Raumtemperatur in folgende Hauptgruppen [12, 13]:

- **$\alpha$ -Legierungen** werden vor allem in der chemischen Industrie eingesetzt. Da sich die hexagonale Struktur durch eine geringere Diffusionsneigung auszeichnet als die kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur, besitzen sie eine gute chemische Beständigkeit.
- **$\beta$ -Legierungen** besitzen eine höhere Festigkeit als  $\alpha$ -Legierungen. Da die  $\beta$  stabilisierenden Elemente im Vergleich zu Titan meist wesentlich schwerer sind, weisen  $\beta$ -Legierungen eine höhere Dichte auf.
- **Zweiphasige  $\alpha$ - $\beta$  Legierungen** sind aushärtbare Legierungen. Sie erreichen im ausgehärteten Zustand sehr gute Festigkeitseigenschaften und zeichnen sich außerdem durch eine hohe spezifische Festigkeit (Festigkeit zu Dichteverhältnis) aus.
- **Nah- $\alpha$ -Legierungen** sind mit geringen Mengen an  $\beta$  stabilisierenden Elementen legiert. Sie werden für höhere Einsatztemperaturen im Bereich bis 550°C eingesetzt.

Die Tabelle 2 zeigt eine kurze Zusammenfassung der Eigenschaften der einzelnen Titan Legierungstypen:

Tabelle 2: Eigenschaften von  $\alpha$ ,  $\beta$  und  $\alpha+\beta$  Ti Legierungen in Anlehnung an [11]

	$\alpha$	$\alpha+\beta$	$\beta$
<b>Dichte</b> <sup>3</sup>	+	+	-
<b>Festigkeit</b>	-	+	++
<b>Korrosionswiderstand</b>	++	+	~
<b>Schweißbarkeit</b>	+	~	-

---

<sup>3</sup> Das + bei Dichte bedeutet eine geringe Dichte

### 2.1.2 TiAl6V4 – Eigenschaften und Mikrostruktur

Die Legierung TiAl6V4 ist außerdem unter folgenden Bezeichnungen bekannt: Ti-6Al-4V, ASTM Grade 5, 3.7165 (Werkstoffnummer Industrie) sowie 3,7164 (Werkstoffnummer Luftfahrt). TiAl6V4 gehört zu den  $\alpha$ - $\beta$  Titanlegierungen und ist mit ca. 6% Aluminium und 4 % Vanadium legiert. Aufgrund der guten Festigkeits-, Duktilitäts- und Zähigkeitswerte ist sie die meist verwendete Titanlegierung. [6]

Tabelle 3 zeigt physikalische Kennwerte der Legierung TiAl6V4:

Tabelle 3: Physikalische Werkstoffkennwerte [13, 17, 18]

	TiAl6V4	Ti Grade 2
Dichte bei Raumtemperatur $\rho$ [kg/dm <sup>3</sup> ]	4,42	4,51
Schmelzpunkt $T_s$ [°C]	1630-1650	1670 (für Reintitan)
E-Modul [GPa]	105	105
Wärmedehnung $\alpha$ [K <sup>-1</sup> ]	$9 \times 10^{-6}$	$8,9 \times 10^{-6}$
Wärmeleitfähigkeit $\lambda$ [W(mK) <sup>-1</sup> ]	6,6	21
Streckgrenze [MPa]	800	275
Zugfestigkeit [MPa]	900	345
Kristallstruktur bei Raumtemperatur	$\alpha$ hdp, $\beta$ krz	$\alpha$ hdp
Umwandlungstemperatur [°C]	995	882 (für Reintitan)

Das für die ersten Versuche verwendete Titan Grade 2 zeichnet sich durch eine ungefähr 3-mal höhere Wärmeleitfähigkeit aus. Die Abbildung 4 zeigt einige der Werkstoffkennwerte im Vergleich zu unlegiertem Stahl (S355):

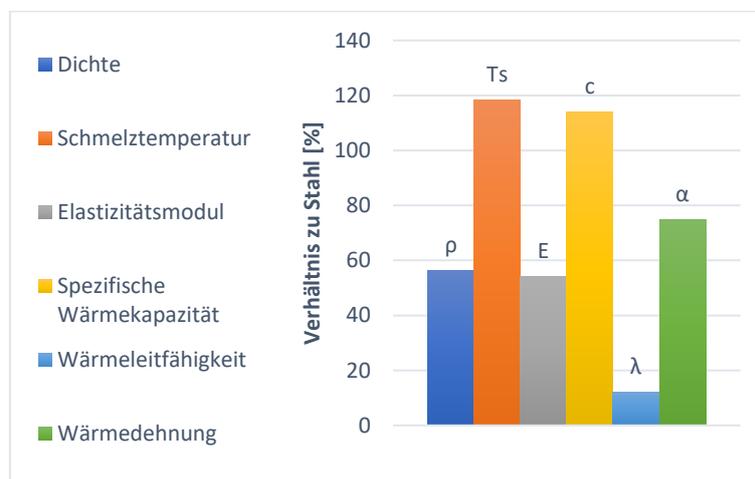


Abbildung 4: Vergleich der Werkstoffkennwerte von TiAl6V4 mit Stahl (S355) [18, 19]

Besonders zu erwähnen ist hierbei, dass die Wärmeleitfähigkeit um fast 90% geringer ist, wie jene von ferritischem Stahl. Die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes sind abhängig vom Verarbeitungsprozess und der Wärmebehandlung. Über eine gezielte Wärmeführung z.B. beim additiven Fertigen sowie durch nachfolgende Wärmebehandlungen können Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften eingestellt und verändert werden.

### Mikrostrukturen von TiAl6V4:

Es gibt drei übergeordnete Mikrostrukturarten: Lamellare Mikrostruktur, Duplex Struktur und globulare  $\alpha$  Struktur. Folgende Prozessrouten für die Einstellung der Mikrostruktur gibt es bei TiAl6V4: [13]

Die **lamellare Mikrostruktur** (siehe Abbildung 5) wird durch  $\beta$ -Kristallisation, also durch Überschreiten der  $\beta$ -Umwandlungstemperatur und anschließendem Abkühlen erzeugt. Haupteinflussfaktoren sind hier die Spitzentemperatur und die Abkühlrate. Diese Mikrostruktur wird auch  $\beta$ -geglühte Struktur („ $\beta$  annealed“) genannt. Die Höhe der Abkühlrate bestimmt die Größe der  $\alpha$  Kolonien bzw. Breite und Länge der  $\alpha$  Lamellen. Dabei steigt die Breite der  $\alpha$  Lamellen mit abnehmenden Abkühlraten. Bei sehr schnellen Abkühlraten beträgt die Breite des nadelförmigen Martensits ( $\alpha'$ ) ca.  $0,2 \mu\text{m}$ .

Eine weitere Möglichkeit um eine lamellare Mikrostruktur zu erhalten, erfolgt durch eine thermomechanische Behandlung (Umformung im  $\beta$  Bereich und Abkühlen). Hierbei wird eine  $\beta$  Rekristallisation verhindert. Diese sogenannte „ $\beta$ -processed“ Mikrostruktur wird für  $\alpha+\beta$  Legierungen jedoch selten verwendet. Für Abkühlungsraten wie durch Abschrecken in Wasser ist die Abkühlrate für die Martensitumwandlung zu gering. Aus diesem Grund ist ein rein martensitisches Gefüge bei den  $\alpha$ - $\beta$ -Legierungen selten. [13]

Abbildung 5 zeigt die Mikrostruktur beim Abkühlen von TiAl6V4 von Temperaturen über der  $\beta$ -Umwandlungstemperatur. Bei Abkühlgeschwindigkeiten über  $410^\circ\text{C/s}$  entsteht Martensit ( $\alpha'$ ), Abkühlraten zwischen  $20$  und  $410^\circ\text{C/s}$  führen zu Kolonie- $\alpha$  und bei langsamer Abkühlung ( $<20^\circ\text{C/s}$ ) entsteht Widmanstätten  $\alpha$ . [6]

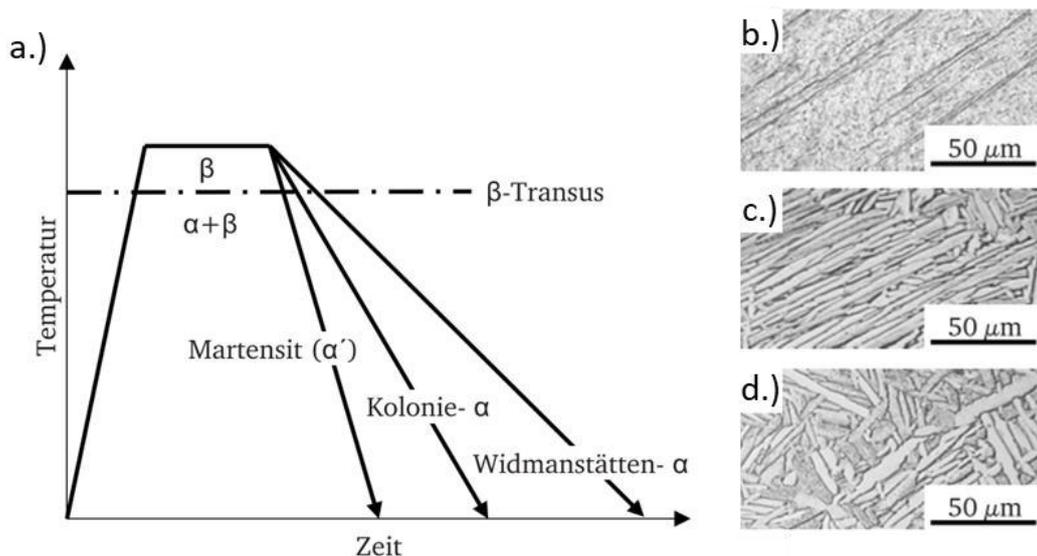


Abbildung 5: (a.) Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf das TiAl6V4 Gefüge, (b.) Martensit, (c.) Kolonie und (d.) Widmanstätten [6]

Eine **Duplexstruktur bzw. Bimodale Struktur** (siehe Abbildung 6) erhält man durch folgende Prozessschritte: Homogenisieren oberhalb der  $\beta$  Umwandlungstemperatur, nachfolgender Umformung im  $\alpha+\beta$  Feld mit anschließender Rekristallisation im  $\alpha+\beta$  Feld und abschließendem Auslagern oder Spannungsarmglühen (siehe Abbildung 7 I-IV). Dabei bestimmt die Abkühlrate beim Schritt I wiederum die Breite der  $\alpha$  Lamellen. Verformungsgrad und Verformungstemperatur bestimmen die Textur. Bei der Kristallisation wird mit der Spitzentemperatur und der Abkühlrate die Größe der  $\beta$  Körner und damit der Anteil der primären  $\alpha$  Körner festgelegt. Grundsätzlich besteht das Duplexgefüge aus  $\alpha$  Körnern in einer  $\alpha+\beta$  Matrix („basket weave“). [13]

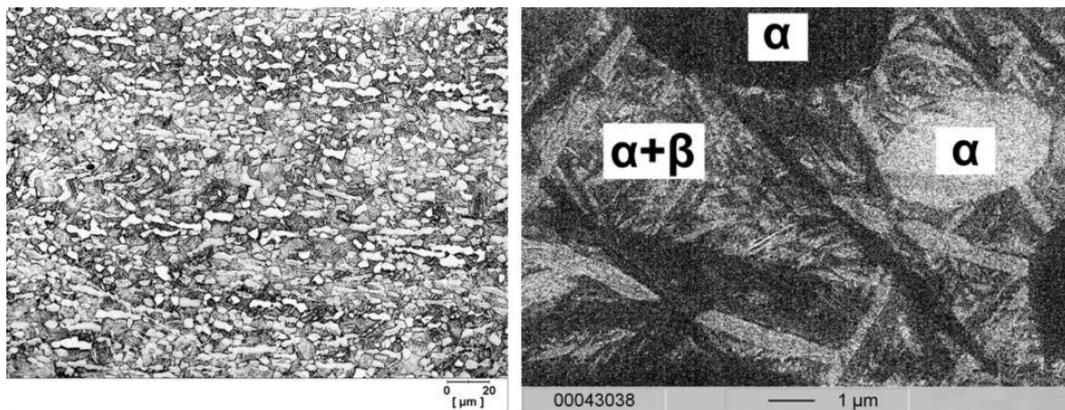


Abbildung 6: Duplex Struktur [20]

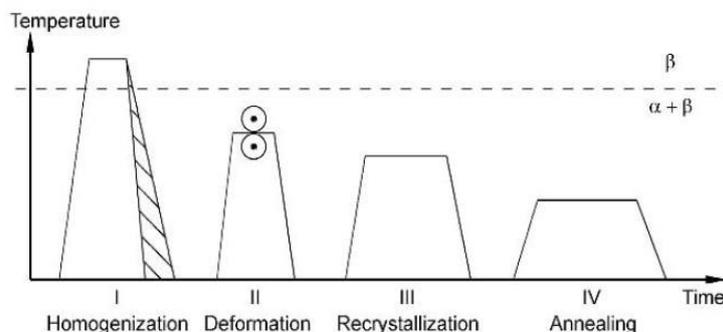


Abbildung 7: Herstellungsrouten für die Duplexstruktur [13]

Ein vollständig **globulares („fully equiaxed“)** Gefüge (Abbildung 8) kann auf zwei Arten erzeugt werden:

Bei der ersten Art werden die Schritte I-IV (siehe Abbildung 7) wie für eine Duplexstruktur durchgeführt, mit dem Unterschied, dass die Abkühlrate bei der Rekristallisation (III) sehr langsam ist. Dies führt zu einem Wachsen der primären  $\alpha$  Körner ohne  $\alpha$  Lamellen. Die  $\beta$  Phase befindet sich zwischen den  $\alpha$  Körnern.

Bei der zweiten Art werden wieder die gleichen Schritte durchgeführt, jedoch wird die Temperatur für die Rekristallisation vermindert. Dabei entstehen direkt aus den  $\alpha$  Lamellen feinkörnige  $\alpha$  Körner. [13]

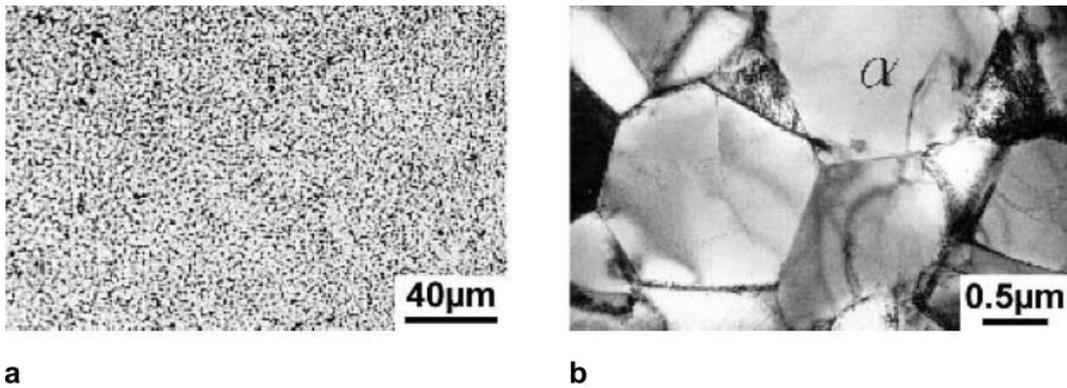


Abbildung 8: Feinkörniges globulares Gefüge (TiAl6V4), rekristallisiert bei 800°C. (a) Lichtmikroskop und (b) REM [13]

### Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von TiAl6V4:

Die mechanischen Eigenschaften hängen im Wesentlichen von Mikrostrukturart und Größe der beiden Phasen ab. Somit sind vor allem Spitztemperatur, Abkühlrate sowie Abfolge und Art der Prozessschritte bzw. der Wärmebehandlungen ausschlaggebend für die mechanischen Eigenschaften.

Für die Festigkeit von TiAl6V4 mit **lamellarem Mikrostruktur** ist vor allem die  $\alpha$ -Koloniegröße bestimmend. Der zu Grunde liegende Effekt ist die Feinkornverfestigung, bei der durch eine große Anzahl und Gesamtfläche der Korngrenzen eine Behinderung der Gleitvorgänge erfolgt. Gleichzeitig wird durch das feinkörnige Gefüge auch die Duktilität verbessert. [15] Die Festigkeitssteigerung im Abkühlgeschwindigkeitsbereich bis 1000°C/min ist moderat (50-100 MPa). Die  $\alpha$  Koloniegröße sinkt mit steigender Abkühlgeschwindigkeit. Bei größeren Abkühlgeschwindigkeiten (>1000°C/min) ändert sich die Mikrostruktur in Martensit und die  $R_{p0,2}$  steigt stark an (siehe Abbildung 9). Bei diesem Verfestigungsmechanismus findet gleichzeitig eine Abnahme der Bruchdehnung statt. [13]

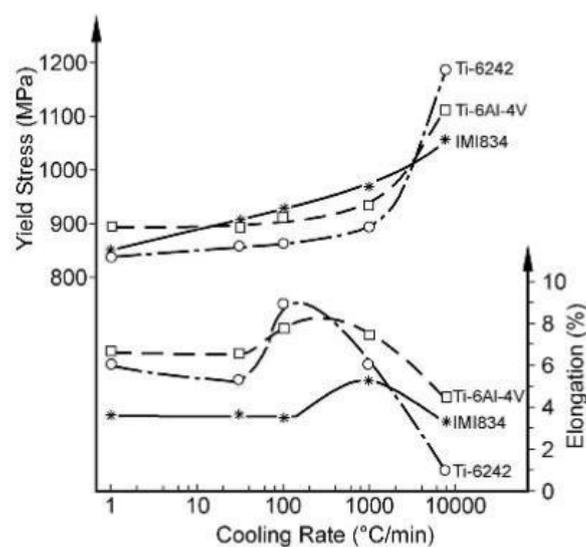


Abbildung 9: Einfluss der Abkühlrate auf Dehngrenze und Bruchdehnung von verschiedenen Ti-Legierungen [13]

Der Verlauf der zyklischen Festigkeit für Abkühlgeschwindigkeiten im Bereich 1-1000 °C/min zeigt einen ähnlich moderaten Anstieg wie die Fließspannung in Abbildung 9.

Die mechanischen Eigenschaften bei der **bimodalen** Mikrostruktur werden vor allem durch die Größe der  $\beta$  Körner bzw. dem Volumenanteil der primären  $\alpha$  Körner bestimmt. Haupteinflussparameter für den Volumenanteil der primären  $\alpha$  Körner ( $\alpha_p$ ) ist wiederum die Abkühlrate.

Da es auch innerhalb eines Mikrostrukturtyps Unterschiede in den mechanischen Kennwerten gibt, ist ein direkter Vergleich der Mikrostrukturarten schwierig. Tabelle 4 zeigt einen qualitativen Vergleich der 0,2%-Dehngrenze ( $R_{p0,2}$ ), der Bruchdehnung und der zyklischen Festigkeit (HCF). [13]

**Tabelle 4: Vergleich der mechanischen Eigenschaften abhängig von der Mikrostruktur [6, 13]**

	$R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchdehnung [%]	HCF [MPa]
$\alpha$ - Koloniegefüge <sup>4</sup>	+	+	+
Bi-modale Struktur <sup>5</sup>	+	+	-

## 2.2 Schweißen Grundlagen

Unter Schweißen versteht man eine stoffschlüssige Verbindung von Werkstücken durch den Einsatz von Wärme und/oder Druck. Die genaue Definition ist in EN 14610 zu finden. [21] Schweißen gehört damit zu den Fügeverfahren. Abhängig von der Form der Energiezuführung, erfolgt die Unterteilung in Pressschweißen (Einwirkung einer äußeren Kraft) und Schmelzschweißen. Ein verwandter Prozess ist das Auftragsschweißen. Folgende Ziele können durch das Auftragsschweißen realisiert werden: [21, 22]

- **Schweißpanzern:** Aufbringen von verschleißfesten Beschichtungen
- **Schweißplattieren:** Aufbringen von chemisch beständigen Beschichtungen
- **Puffern:** Aufbringen von Pufferschichten für nachfolgende nicht artgleiche Verbindungsschweißungen
- **Formgebendes Auftragsschweißen:** Herstellung (bzw. Wiederherstellung oder Regenerierung) einer bestimmten Geometrie z.B. für Reparaturzwecke, außerdem Grundprinzip einiger AM-Verfahren

---

<sup>4</sup> im Vergleich zu grobem  $\alpha$ - Koloniegefüge

<sup>5</sup> im Vergleich  $\alpha$ - Koloniegefüge mit gleicher Abkühlrate

Charakteristisch vor allem für das Schmelzschweißen sind:

- Hohe Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit
- Bildung von Gleichgewichtsgefüge wird im Allgemeinen durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit verhindert
- Aufschmelzen des Grundwerkstoffes mit optionaler Materialeinbringung
- Erwärmen der an das Schmelzbad angrenzenden Werkstückbereiche mit Bildung einer Wärmeeinflusszone mit teilweise ungünstigen mechanischen Eigenschaften
- Dendritisches Gefüge im Schweißgut

Ähnliche Charakteristiken gelten auch für additive Verfahren, welche auf Schweißprozessen basieren. So sind die getroffenen Einstellungen sowie Randbedingungen bei der Fertigung maßgeblich am Erfolg des Prozesses beteiligt. Zusätzlich sind diese Einstellungen und Randbedingungen auch auf die eingesetzten Werkstofftypen anzupassen.

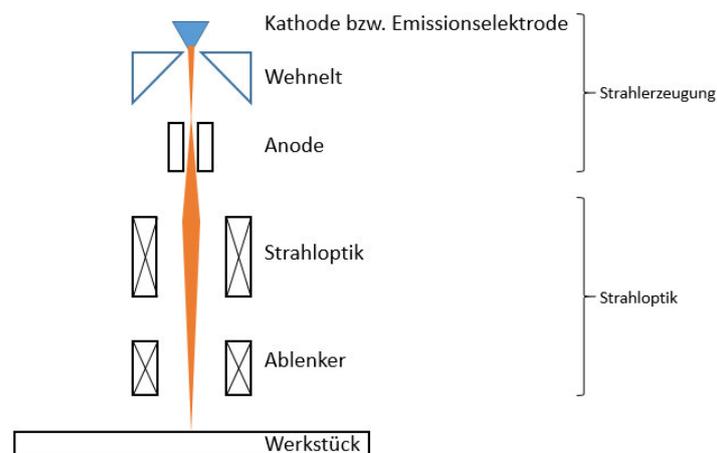
### 2.2.1 Elektronenstrahlschweißen

Das Elektronenstrahlschweißen ist ein Sonderschweißverfahren bei dem hochbeschleunigte Elektronen als Energiequelle zum Aufschmelzen des Materials genutzt werden. Dazu werden freie Elektronen aus einer beheizten Wolframelektrode in einem elektrischen Feld beschleunigt. Die Flugrichtung der Elektronen kann durch magnetische Felder bestimmt werden. Dadurch kann der Strahl in magnetischen Linsen geformt, fokussiert und abgelenkt werden. Die Energieumwandlung in Wärme erfolgt beim Auftreffen der Elektronen auf andere Atome (Werkstück). Um die Energierumwandlung bei Gasmolekülen zu verhindern, wird der Elektronenstrahl meist in einer Kammer mit Hochvakuum betrieben. Die Eindringtiefe in das Werkstück beträgt, abhängig vom Material, meist weniger als 0,1 mm. Neben der Umwandlung in Wärme wird ein kleiner Teil der Energie in Form von Röntgenstrahlung reflektiert bzw. abgegeben, was eine Abschirmung der Anlage notwendig macht. Trotz der geringen Eindringtiefe können dicke Bauteile geschweißt werden. Durch die hohe Strahlintensität wird der Werkstoff geschmolzen und verdampft. Durch die sich bildende Dampfkapillare kann der Strahl tiefer in den Werkstoff eindringen. Dieser Effekt wird als Tiefschweißeffekt bezeichnet. Abbildung 10 zeigt den Grundaufbau einer Elektronenstrahlschweißanlage. [23]

Die **Kathode** ist der Pluspol der Strahlerzeugungseinheit und liefert die Elektronen für den Strahl. Die Anzahl bzw. der Massenstrom der emittierten Elektronen ist exponentiell abhängig von der Kathodentemperatur. Die aus einem hochschmelzenden Metall (Wolfram, Tantal oder Lanthan) bestehende Elektrode wird direkt oder indirekt beheizt. Um den Strahlstrom schnell anpassen zu können, befindet sich eine **Steuerelektrode (Wehnelt)** zwischen Anode und Kathode. Mit einer Steuerspannung an der Steuerelektrode kann die Fläche der Elektronen emittierenden Fläche eingestellt werden und somit

wird der Strahlstrom indirekt gesteuert. Durch das elektrische Feld zwischen der Kathode und **Anode** werden die Elektronen stark beschleunigt und verlassen schlussendlich die Anode mit einer konstanten Geschwindigkeit.

Die nachfolgende **Strahloptik** bestehend aus komplex angeordneten Spulen zentriert, formt und fokussiert den Strahl. Die **Ablenkspulen** ermöglichen eine sehr schnelle, seitliche Ablenkung des Elektronenstrahles. Somit kann der Strahl in einem bestimmten Wirkungsbereich beliebig am Werkstück bewegt werden. [23, 24]



**Abbildung 10: Grundaufbau Elektronenstrahl-Schweißanlage in Anlehnung an [23, 24]**

Die in Abbildung 10 gezeigten Bauteile erlauben es wichtige Parameter des Schweißprozesses direkt einzustellen. Die Strahlleistung wird durch den Impuls der Elektronen bestimmt. Durch die Spannung zwischen Kathode und Anode wird die Geschwindigkeit der Elektronen bestimmt (Beschleunigungsspannung  $U_B$ ). Das Produkt aus Beschleunigungsspannung und Strahlstrom –  $I_s$  ergibt die Strahlleistung in der Schweißzone. Durch die nachfolgende Strahloptik wird vor allem der Strahlfleckdurchmesser, welcher die Energiedichte bestimmt, eingestellt. Über die abschließende Ablenkeinheit können verschiedene Eigenschaften erreicht werden. Wird der Strahl sehr schnell abgelenkt, sodass mehrere Schmelzbäder entstehen, kann dadurch an mehreren Orten nahezu gleichzeitig geschweißt werden. Durch Pendelbewegungen des Strahles kann die Schmelzzone verbreitert werden bzw. die Energiedichte verringert werden. Außerdem ist eine Oberflächenstrukturierung durch Strahlfiguren am Werkstück möglich.

Charakteristische Eigenschaften sowie Vor- und Nachteile des Elektronenstrahlschweißens sind: [23]

- **Sehr hohe Energiedichte ( $10^7 \text{ W/cm}^2$ ):** Eignung für Materialien mit hoher Wärmeleitfähigkeit (z.B. Kupfer) bei geringer Wärmeeinbringung und schmaler Wärmeeinflusszone.

- **Tiefschweißeffekt:** I-Stoß ohne aufwendiger Nahtvorbereitung für Schweißungen ohne Zusatzmaterial für Materialdicken bis 300 mm. Die Spaltüberbrückbarkeit ist allerdings schlecht.
- **Hoher elektrischer Wirkungsgrad:** 60-70% bei Strahlleistungen von 1-300 KW zum Vergleich sind die Wirkungsgrade bei Laserprozessen im Bereich von 5-30%.
- **Schweißen im Vakuum:** Guter Schutz vor atmosphärischen Gasen. Einsatz für hochreaktive Metalle wie z.B. Titan. Durch die Evakuierung entstehen Nebenzeiten, diese können allerdings durch Bauformen mit Schleusen und Kammern minimiert werden. Grundsätzlich ist die Bauteilgröße durch das Kammervolumen beschränkt.
- **Komplexe Anlage:** Durch die Vielzahl an Systemen sowie die, gegen Röntgenstrahlen abgeschirmte, Vakuumkammer entstehen hohe Anschaffungskosten. Durch die Automatisierung ermöglicht die Überwachung und Kontrolle der Parameter eine hohe Reproduzierbarkeit.

## 2.2.2 Werkstoffübergang von Lichtbogen- und Elektronenstrahlschweißen im Vergleich

### Lichtbogenschweißen:

Beim Elektroden- sowie beim Schutzgasschweißen erfolgt der Werkstoffübergang tropfenförmig. Die Größe, Form sowie die Frequenz mit denen diese Tropfen in die Schweißzone übertragen werden, hängen wesentlich von den Kräften im Lichtbogen ab, aber auch von den physikalischen Eigenschaften des Metalls. Abhängig von Schutzgas, Stromstärke und Stromart findet ab einer bestimmten Tropfengröße ein Ablösen des Tropfens von der Elektrode statt und es kommt somit zum Werkstoffübergang. Für den Werkstoffübergang mit argonhaltigen Schutzgasen sind besonders die elektromagnetischen Kräfte von Einfluss. Der elektromagnetische Pincheffekt beruht auf der Lorenzkraft und bewirkt eine radial wirkende Kraft, welche den Tropfen einschnürt. In Folge des verringerten Querschnitts vergrößert sich die Stromdichte und ab einem gewissen Punkt wird der Tropfen vollständig abgeschnürt. Wie in Abbildung 11 zu sehen ist, besitzt die elektromagnetische Kraft  $F_L$  außerdem einen axialen Anteil, welcher den Tropfen schlussendlich Richtung Schweißzone befördert. Diese Kraft ist unabhängig von der Schwerkraftrichtung. [22, 25]

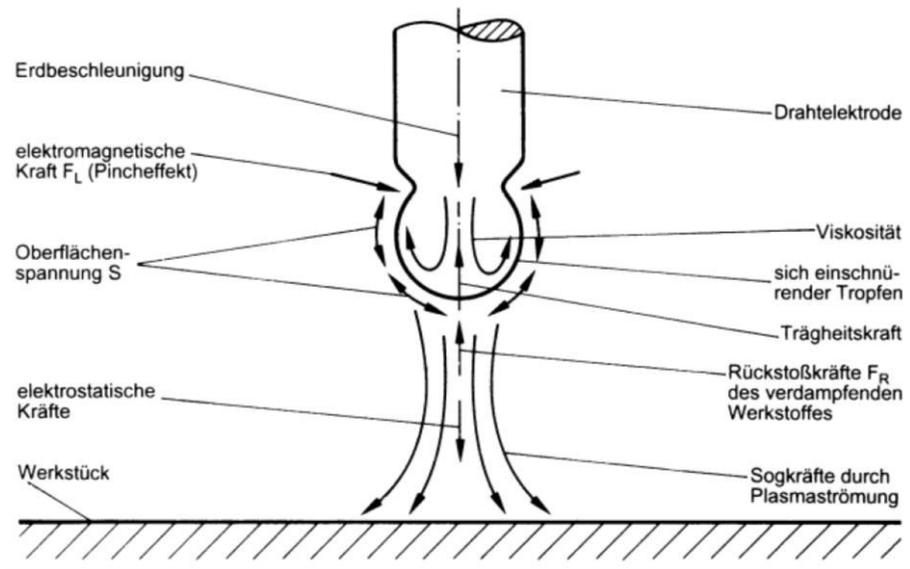


Abbildung 11: Tropfenübergang Lichtbogenschweißen [25]

Die kritische Tropfengröße ist erreicht, wenn der Tropfen das Schmelzbad berührt (Kurzlichtbogen) oder die elektromagnetische Kraft (Pinchkraft) so groß wird, dass sie den Tropfen abschnürt (kurzschlussfrei, z.B. beim Sprühlichtbogen). [25]

**Werkstoffübergang beim Elektronenstrahlschweißen:**

Für EBAM sind die auftretenden Kräfte aufgrund des fehlenden Lichtbogens andere. Abhängig vom Abstand kann es verschiedene Formen des Materialübergangs geben: [26]

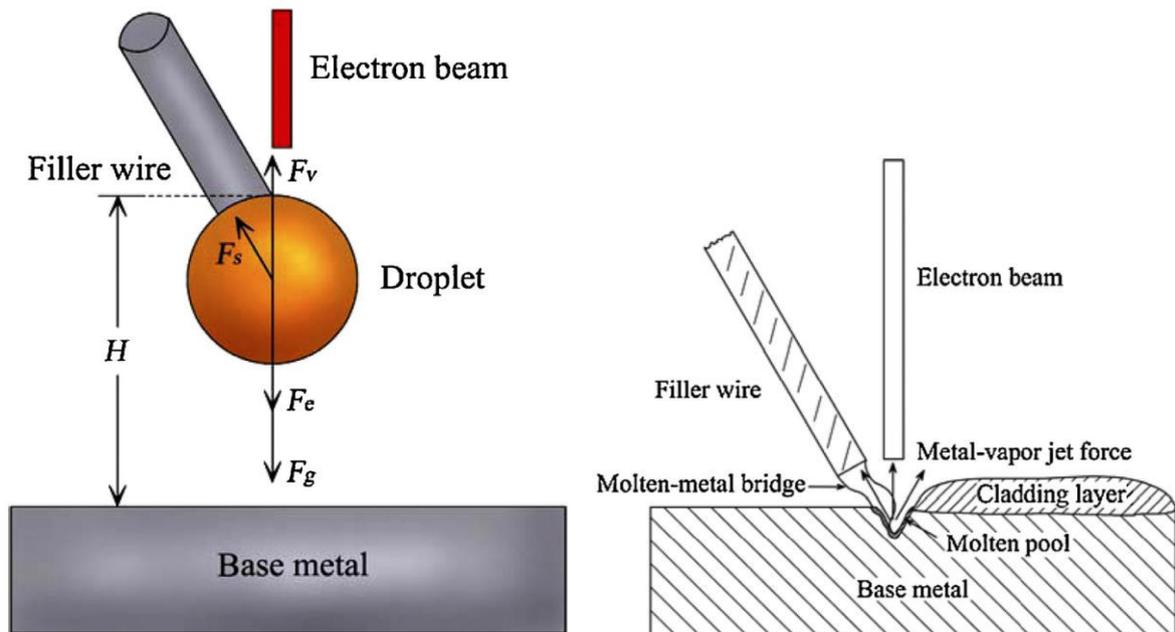


Abbildung 12: (links) Kräfte beim Tropfenübergang und (rechts) kontinuierlicher "Molten-metal bridge"-Übergang [26]

Bis auf die Kraft durch die Oberflächenspannungen ( $F_s$ ) sind die Wirkungslinien von der Elektronenstrahlimpulskraft ( $F_e$ ), der Dampfdruckkraft ( $F_v$ ) und der Schwerkraft ( $F_g$ ) ident (siehe Abbildung 12 links).

Der tropfenförmige Materialübergang ist ungünstig, da mit einer geringen Frequenz große Tropfen übertragen werden. Gleichmäßige sowie feinschuppige Schweißnähte können durch einen kontinuierlichen Werkstoffübergang mit einer flüssig-Metallbrücke („Molten-metal bridge transfer“) erreicht werden (siehe Abbildung 12 rechts). Ein großer Abstand zwischen Draht und Substrat hat einen tropfenförmigen Materialübergang zur Folge. Ein kontinuierlicher Übergang liegt vor, wenn der Abstand zwischen Draht und Substrat im Bereich der Schweißnahthöhe voreingestellt wird. Wird der Draht zu tief zugeführt, kommt es zu seitlichem Ablenken durch Reibung am Substrat, ein zu hoher Draht führt zum oben beschriebenen unregelmäßigem Werkstoffübergang (siehe Abbildung 13). [8, 26]



Abbildung 13: (links) Drahthöhe zu tief, (Mitte) Drahthöhe korrekt und (rechts) Drahthöhe zu hoch [8]

### 2.2.3 Wichtige Kennzahlen der Schweißtechnik

#### Streckenenergie, Wärmeeinbringung und Wärmeableitung:

Die Streckenenergie ( $E$ ) (Formel 1) ist eine Kennzahl, welche die eingesetzte Leistung pro Streckeneinheit beschreibt. Die Leistung, also das Produkt aus Strom ( $I$ ) und Spannung ( $U$ ), wird durch die Schweißgeschwindigkeit ( $v_s$ ) dividiert. Für Wärmeeinbringung ( $Q$ ) (Formel 2) wird der Wirkungsgrad ( $\eta$ ) des Schweißverfahrens mit der Streckenenergie multipliziert.

$$E = \frac{U \cdot I}{v_s}$$

$$Q = E \cdot \eta$$

Formel 1: Definition der Streckenenergie  $E$  [27]

Formel 2: Definition der Wärmeeinbringung  $Q$  [27]

Mithilfe der Wärmeeinbringung können unterschiedliche Schweißverfahren verglichen werden. Außerdem kann mithilfe der Zusammenhänge der Wärmeleitung in Festkörpern eine Abkühlzeit ermittelt werden. Dies erlaubt teilweise eine erste Einschätzung, der zu erwartenden Mikrostruktur. Beim Schweißen wird grundsätzlich eine zweidimensionale und dreidimensionale Wärmeableitung unterschieden. Das Modell der schnelleren dreidimensionalen Abkühlung wird dabei für größere Bauteildicken verwendet. [22]

Für die additive Fertigung ist das Wärmeableitungsmodell unterschiedlich. Bei der ersten Lage erfolgt die Wärmeableitung dreidimensional (siehe Abbildung 14 links). Mit steigenden Schweißlagenanzahlen wird die Wärmeableitung schlechter und entspricht zunehmend dem zweidimensionalen Modell. Somit kühlen die einzelnen Schweißnähte unterschiedlich schnell ab.

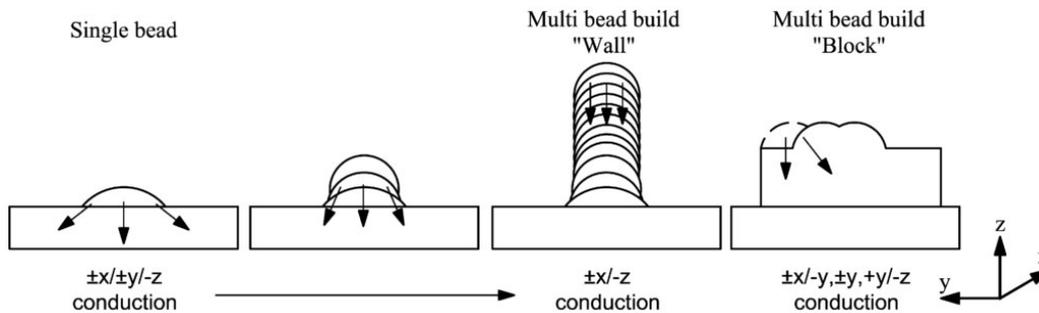
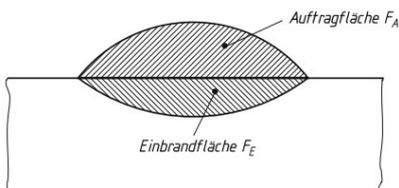


Abbildung 14: Wärmeableitung bei der additiven Fertigung links 3D Ableitung, nach rechts hin 2D [28]

### Aufmischungsgrad:

Die Größe des Aufmischungsgrades ist unter anderem von dem verwendeten Schweißverfahren, der Polung der Elektrode (für Lichtbogenverfahren) sowie von den Werkstoffen abhängig. Der Aufmischungsgrad ist das Verhältnis von Auftrag- und Einbrandfläche bzw. Volumen (siehe Abbildung 15). Für das Auftragschweißen sind Verfahren mit einem Aufmischungsgrad von unter 30% zu bevorzugen. [22]



$$A = \frac{F_E}{F_E + F_A}$$

Abbildung 15: Definition Aufmischungsgrad [22]

Formel 3: Definition Aufmischungsgrad [22]

Für die additive Fertigung gilt ähnliches wie für das Auftragschweißen. Das erwünschte, hohe Auftragsvolumen hat unter Berücksichtigung von Formel 3 eine geringe Aufmischung zur Folge.

### 2.2.4 Schmelzschweißen von Titan und Titanlegierungen

Die Schweißeignung hängt im Wesentlichen von möglichen Umwandlungen während des Schweißzyklus ab. Grundsätzlich gelten  $\alpha$ - und  $\alpha$ - $\beta$ -Legierungen als leichter schweißbar wie  $\beta$ -Legierungen. Bei  $\beta$ -Legierungen können unerwünschte Phasenumwandlungen beim Schweißen bzw. bei nachfolgenden Wärmebehandlungen auftreten. Bei  $\alpha$ - $\beta$ -Legierungen muss beachtet werden, dass die festigkeitsmäßig besonders günstige bimodale und globulare Struktur in der Schweißzone sowie in der Wärmeinflusszone in eine lamellare Struktur umgewandelt wird. Die Verbindung von Titan mit anderen Metallen ist meist aufgrund der Bildung von intermetallischen Phasen problematisch. [11, 13]

Bei umwandelnden Legierungen kommt es ab einer bestimmten Abkühlungsrate, wie das zum Beispiel beim Schweißen der Fall sein kann, zu einer Martensitbildung. Unterschieden werden hierbei der hexagonale  $\alpha'$ -Martensit und der orthorhombische  $\alpha''$ -Martensit, welche bei Abkühlungen von einer Temperatur zwischen der Martensit-Start-Temperatur und unterhalb von 900°C auftreten können. Allerdings führt die Martensitumwandlung bei Titan zu keiner starken Härte und Festigkeitssteigerung wie bei Stahl. [11]

Durch die hohe Reaktivität von Titan und Titanlegierungen mit atmosphärischen Gasen, sogar im festen Zustand (ab ca. 250°C), sind neben der direkten Schweißzone auch alle Bereiche des Werkstückes zu schützen, welche diese Temperatur überschreiten. In der DVS (Deutscher Verband für Schweißen und für verwandte Verfahren) Richtlinie für das Schweißen von Titanwerkstoffen (DVS 2713) kann dieser Schutz durch hochreine inerte Gase oder durch Schweißen im Vakuum erreicht werden. Dabei muss die Reinheit des Heliums, Argons oder einem Gemisch daraus mindesten 99,996 % (Reinheitsgrad 4.6) betragen bzw. der Druck in der Vakuumkammer unterhalb von  $5 \times 10^{-4}$  mbar sein. Das Werkstück kann dabei örtlich durch Schleppdüsen, Wurzelschutzschienen oder durch Schutzgaskammern vor der Atmosphäre geschützt werden. Die Aufnahme atmosphärischer Gase ist durch temperaturspezifische Anlauffarben direkt an der Oberfläche sichtbar. [14]

Außerdem empfiehlt das DVS 2713 Merkblatt eine sorgfältige Reinigung aller Oberflächen, Vorrichtungen und Geräte, die im Schweiß bzw. Temperatureinflussbereich liegen mit z.B. Isopropanol. Das Vorhandensein von Handschweiß oder anderen Verunreinigungen könnte negative Einflüsse haben.

Neben Pressschweißverfahren kommen beim Verarbeiten vor allem folgende Schmelzschweißverfahren zum Einsatz: Metall-Inertgasschweißen (MIG), Wolfram-Inertgasschweißen (WIG), Wolfram-Plasmaschweißen sowie Laser- und Elektronenstrahlschweißen (EB und LB).

### **2.2.5 Schweißen von TiAl6V4 und Charakterisierung der WEZ**

Die Legierung TiAl6V4 gilt grundsätzlich als gut schweißgeeignet. Besonders zu erwähnen sind bei dieser Legierung die sehr kleine Wärmeleitfähigkeit, welche einen hohen Temperaturgradienten zur Folge hat. Temperaturunterschiede führen zu unterschiedlichen thermischen Dehnungen und somit Eigenspannungen. Der Ausdehnungskoeffizient ist im Vergleich zu austenitischen Cr-Ni Stählen sowie zu unlegierten ferritischen Stählen allerdings gering, wodurch sich ein geringer Verzug einstellt. [14, 27]

Des Weiteren ist die Abkühlgeschwindigkeit auch eine Haupteinflussgröße für die sich einstellende Mikrostruktur (siehe Abbildung 5, Seite 8).

Aufgrund des Temperaturgradienten durchlaufen die unterschiedlichen Bereiche verschiedene Wärmezyklen. Ein rein qualitativer Verlauf der Temperatur in Abhängigkeit des Abstandes von der Schweißnaht ist in Abbildung 16 zu sehen.

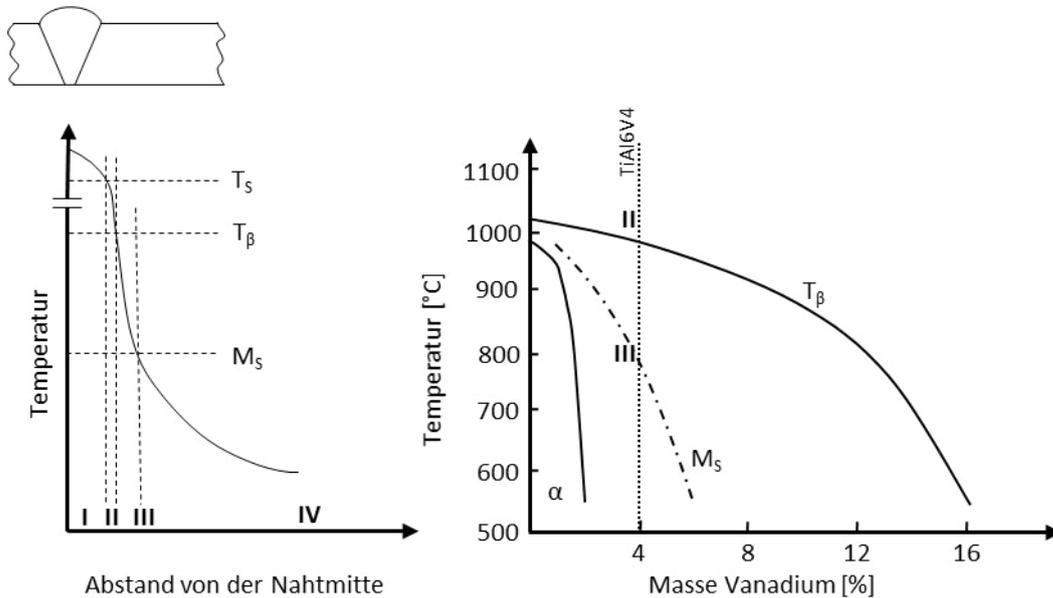


Abbildung 16: (links) Qualitativer Temperaturverlauf und (rechts) (Ti-6AL)-V Diagramm mit Spitzentemperatur-Bereichen II und III (WEZ-Zonen aus Abbildung 17) in Anlehnung an [12, 20]

Die Bereiche um einlagige Auftragsschweißungen bzw. Blindnähte mit und ohne Zusatzmaterial können in folgende Zonen unterteilt werden: [20]

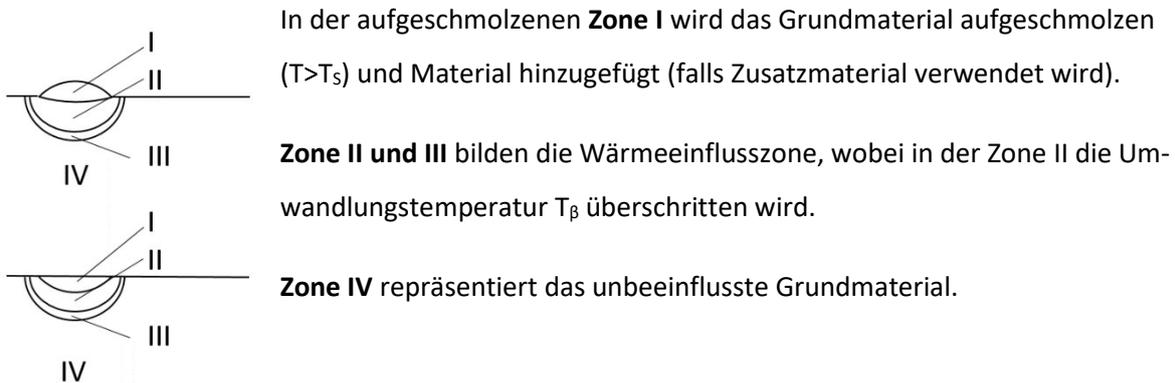


Abbildung 17: Einteilung in Zonen in Abhängigkeit von der Spitzentemperatur. (oben) Auftragsnaht und (unten) Blindnaht ohne Schweißzusatz, in Anlehnung an [20]

Für Versuche mit Laser und Draht („Laser metal deposition“ – LMD) können die Zonen (siehe Abbildung 17) folgendermaßen beschrieben werden: [20]

- **Zone I ( $T > T_s$ ):** Diese Zone gibt es in dieser Form bei einlagiger Auftragsschweißung bzw. AM Prozessen mit Pulver- oder Drahtzuführung sowie auch bei Pulverbettsschmelzprozessen. Die Makrostruktur dieser Zone ist gekennzeichnet durch säulenförmige ehemaligen  $\beta$  Korngrenzen (gerichtete Erstarrung). Die Mikrostruktur entspricht einer Korbgeflecht-Struktur (basket

weave  $\alpha+\beta$ ) sowie wenig Martensit ( $\alpha'$ ). Für LMD mit Draht steigt die Breite der Körner mit der Laserleistung.

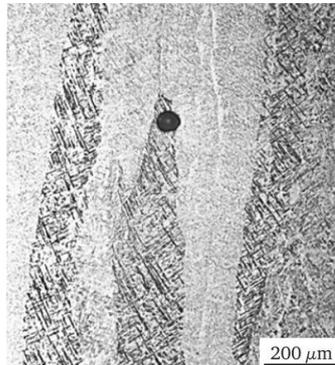
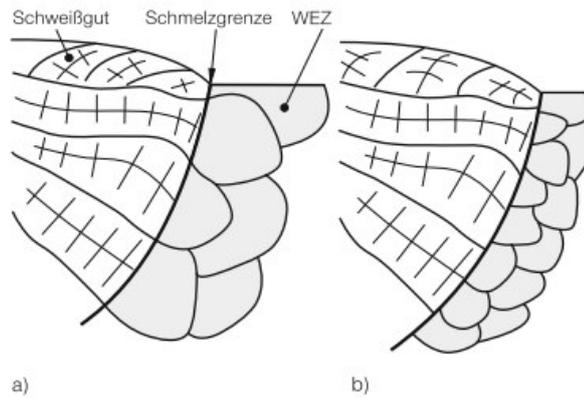


Abbildung 18: Säulenförmige Makrostruktur von additiv gefertigtem TiAl6V4 [6]

- **Zone II ( $T_{\beta} > T > T_s$ ):** Beginn der Wärmeeinflusszone, wobei die Spitzentemperatur zwischen der  $\beta$  Umwandlungstemperatur und der Schmelztemperatur liegt. Abhängig von der Spitzentemperatur kann eine Duplexstruktur mit verkleinerten  $\alpha$  Körnern (siehe Abbildung 6, Seite 9) oder eine lamellare  $\alpha+\beta$  Struktur (siehe Abbildung 5, Seite 8) vorliegen.
- **Zone III ( $T_{\beta} < T$ ):** Diese Zone kann in eine primäre und sekundäre Zone eingeteilt werden. In der sekundären (bei niedrigeren Temperaturen) bleibt die Größe der primären  $\alpha$  Körner annähernd konstant. Außerdem wird von einem Vergrößern der Lamellenbreite in der  $\alpha+\beta$  „basket weave“ Struktur berichtet. Unterhalb einer Temperatur von ca. 708 °C ( $T_{\text{DISS}}$  „Dissolution-Temperatur“) findet keine Umwandlung (bzw. Auflösung) der  $\alpha$  Körner zu  $\beta$  statt. Spitzentemperaturen unterhalb von  $T_{\text{DISS}}$  führen zu keiner Veränderung der Mikrostruktur. In der sekundären Zone reichen die Temperaturen bis knapp unter die  $T_{\beta}$ . Hier wird von einer Änderung hin zu einer Koloniestruktur berichtet (siehe. Abbildung 5, Seite 8). [20]
- **Zone IV:** Diese Zone ist außerhalb der WEZ und entspricht somit der Mikrostruktur des unbeeinflussten Grundmaterials.

Die Makrostruktur für das Schweißgut sowie für das AM-Material kennzeichnet sich durch säulenförmige, epitaktische Körner. (siehe Abbildung 18) Diese Makrostruktur bzw. die epitaktische Erstarrung ist typisch für additiv gefertigtes bzw. geschweißtes TiAl6V4 und mehrere Quellen berichten von dieser. [6, 27, 29]



**Abbildung 19: (a) Epitaktische Erstarrung und (b) Erstarrung ohne Epitaxie [27]**

Abbildung 19 zeigt, dass bei epitaktischer Erstarrung das Kristallwachstum bei gleicher Gitterorientierung sowie Kornbreite an der Schmelzgrenze beginnt. Für nichtpolymorphe Legierungen verändert sich die Korngröße sowie die Kristallorientierung durch die Sekundärkristallisation.

Für Verbindungsschweißungen von dicken Ti6AlV4 Platten mit Elektronenstrahl besteht die Schweißzone im Grunde aus denselben Zonen:



**Abbildung 20: Grundmaterial, WEZ und Schweißgut in einer Verbindungsschweißung von TiAl6V4 [30]**

In Abbildung 20 sieht man die jeweiligen Zonen beim Schnitt durch die Schweißzone einer dicken TiAl6V4 Platte. Das Schweißgut sowie die Schmelzzone befindet sich rechts. Links ist die Duplexstruktur des Grundwerkstoffes zu sehen und dazwischen die unterschiedlichen Übergangsbereiche der WEZ.

Im Kapitel 2.3.5 ab Seite 34 werden die Besonderheiten beim ALM von TiAl6V4 sowie angewandte Verfahren beschrieben. Abhängig vom Verfahren ist das additive Fertigen mit einer mehrlagigen Auftragsschweißung vergleichbar.

### 2.2.6 Wärmebehandlungen nach dem Schweißen von TiAl6V4

Folgende Wärmebehandlungen sind speziell nach dem Schweißen möglich: [12, 14]

- **Spannungsarmglühen:** Bei höheren Temperaturen wird die Streckgrenze herabgesetzt, was einen Abbau von Eigenspannungen z.B. nach dem Schweißen bewirkt. Diese Wärmebehandlung wird bei 500-600°C für 1-4 Stunden durchgeführt.
- **Weichglühen:** Bei Temperaturen im Bereich von 700-850°C erfolgt eine Umwandlung von martensitischer Struktur zu einer fein lamellaren Struktur. Das Umwandeln des Martensits bewirkt eine Erhöhung der Duktilität.
- **Lösungsglühen und Auslagern:** Über das Lösungsglühen mit anschließendem Auslagern kann durch Ausscheidungen der  $\beta$ -Phase ein Härteanstieg erzielt werden. Das Lösungsglühen erfolgt dabei knapp unter der  $\beta$ -Umwandlung bei 820-950°C mit nachfolgendem Auslagern bei 480-600°C für mehrere Stunden. [14]

Weitere Wärmebehandlungen speziell nach dem Schweißen sind in DVS 2713 sowie in DIN 65084 erläutert. [14]

## 2.3 Grundlagen und Einteilung der additiven Fertigungsverfahren

Mittels additiver Fertigung können aus Flüssigkeiten, Pulvern oder Draht Modelle, Prototypen oder Endprodukte generiert werden. Der Prozess additive Fertigung ist das schichtweise Ablagern („additive layer manufacturing“ - ALM) oder Verbinden von Material mit dem Ziel Objekte aus 3D-Daten (CAD) zu erzeugen. Es existieren eine Vielzahl von Synonymen, die teilweise bestimmte Verfahren beschreiben, aber im allgemeinen Sprachgebrauch als Überbegriff für die additive Fertigung verwendet werden. Die „American society for testing and materials“ (ASTM) verwendet unter anderem folgende englischen Synonyme: *additive fabrication*, *additive layer manufacturing*, *freeform fabrication*. Weitere deutsche und englische Begriffe, die damit im Zusammenhang stehen sind: *generative Verfahren*, *generative Fertigung*, *3D-Druck*, *rapid prototyping*, *additive manufacturing (AM)*. Der Begriff 3D-Druck bzw. 3D-Printing (3DP), welcher vor allem in den Medien häufig als Überbegriff verwendet wird, stammt ursprünglich von einer spezifischen Verfahrensbezeichnung (3DP). [1]

Allgemein wird die additive Fertigung nach DIN 8580 (Fertigungsverfahren) zur Hauptgruppe Urformen (Zusammenhalt schaffen) gezählt. [31]

Eine Einteilung der Verfahren kann nach verschiedenen Kriterien erfolgen:

- **Form des zugeführten Werkstoffs:** Flüssigkeit, Pulver, Feststoff (z.B. Draht)
- **Werkstoffart:** Metalle, Kunststoffe oder Keramik

- **Energiequelle:** Laserstrahl, Elektronenstrahl, UV-Strahlung, Elektrischer Widerstand, Lichtbogen
- **Bindemechanismus:** Metallbindung (Aufschmelzen), Photopolymerisation, Kleben (Adhäsion)

Zu erwähnen ist, dass es für viele Verfahren keine gebräuchlichen deutschen Namen gibt, deswegen wird teilweise auf eine Übersetzung verzichtet.

Die Tabelle 5 gibt einen kurzen Überblick über additive Verfahren.

Tabelle 5: AM Verfahren Übersicht [1, 4, 32]

<b>AM-Verfahrenskategorie nach EN ISO 17296</b>		
Verfahrensbeispiele	Beschreibung	Werkstoffe
<b>1. Photopolymerisation im Bad:</b>		
Stereolithography SL(A)	Schichtenweises Aushärten von Polymeren in einem Bad.	UV-sensitive Acrylate, Epoxide
<b>2. Werkstoffauftrag bzw. Material-Jetting-Verfahren:</b>		
Multi Jet Printing MJP	Gezieltes tropfenförmiges Aufbringen eines Aufbauwerkstoffs mit anschließender Aushärtung durch UV-Licht oder Verfestigung.	UV-sensitive Acrylate, Epoxide, Wachs
<b>3. Bindemittelauftrag bzw. Binder-Jetting-Verfahren:</b>		
3D-Drucken 3DP	Verbinden eines pulverförmigen Werkstoffes mit einem Bindemittel, welches mit einem Druckkopf aufgetragen wird.	Pulver oder Pulvergemische Kunststoffe, Metalle, Keramik
<b>4. Pulverbettbasiertes Schmelzen:</b>		
Selective Laser Melting, Electron Beam Melting SLM, EBM	Schichtweises Aufbringen von Pulverschichten, welche durch einen Elektronen- oder Laserstrahl örtlich geschmolzen werden.	Thermoplaste Metalle Keramik
<b>5. Materialeextrusion:</b>		
Fused deposition Modelling FDM	Schichtweises Auftragen eines in einer Düse geschmolzenen Kunststoffes.	Thermoplaste
<b>6. Gerichtete Energieeinbringung bzw. Direct Energy Deposition (DED):</b>		
Zahlreiche Verfahren siehe Tabelle 6	Schichtweises Auftragen von flüssigem Metall.	Metalle
<b>7. Schichtlaminierung bzw. Sheet Lamination Verfahren:</b>		
Ultraschall Additive Manufacturing UAM	Örtliches verbinden von Werkstoffschichten. Das ungebundene Material wird später entfernt.	Papier, Metallfolie Polymere Verbundfolien

Tabelle 6 zeigt eine Einteilung für AM Verfahren für vorwiegend metallische Werkstoffe sowie deren Vor- und Nachteile.

Tabelle 6: Additive Fertigungsverfahren für vorwiegend metallische Werkstoffe in Anlehnung an [6, 33, 34] <sup>6</sup>

AM-Prozess	Pulverbett / Powder-bed		Direct Energy Deposition (DED)			
			Pulverzuführung/ Powder-feed		Drahtzuführung/ Wire-feed	
Energiequelle	Laserstrahl	Elektronenstrahl	Laserstrahl	Laserstrahl	Elektronenstrahl	Lichtbogen
Verfahren	SLM, SLS	EBM, EBAM	LENS, DLD	WFLB, LMD	EBF <sup>3</sup> , EBDM, EBAM	WAAM
Vorteile	+Genauigkeit +hohe Auflösung +interne Kanäle und Konturen möglich		+Bauteilgröße +Flexibilität	+Hohe Abschmelzleistung +Drahthandhabung		
Nachteile	-Bauteilgröße beschränkt -Pulverhandhabung -Pulververunreinigungen		-Effizienz	-Komplexität beschränkt		

Grundsätzlich kann ein Zusammenhang zwischen Strahlleistung, Abschmelzleistung und Bauteilgröße sowie Bauteilgenauigkeit hergestellt werden:

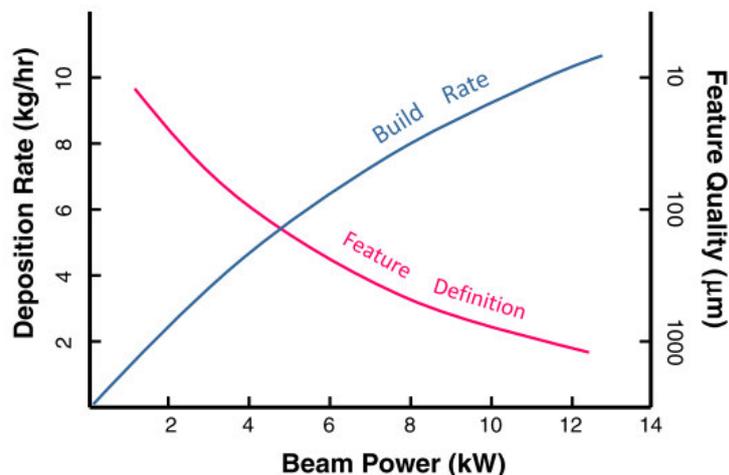


Abbildung 21: Zusammenhang zwischen Fertigungsgeschwindigkeit, Leistung und Qualität [33]

Wie in Tabelle 6 ersichtlich ist, hat jedes Verfahren seine spezifischen Vor- und Nachteile. Das zu bevorzugende Verfahren hängt unter anderem von der Bauteilgröße, der erforderlichen Qualität bzw. Komplexität sowie von der geforderten Fertigungsgeschwindigkeit ab.

<sup>6</sup>SLM – „Selective laser melting“, SLS – „Selective laser sintering“, EBM – „Electron beam melting“, LENS – „Laser engineered net shaping“, DLD – „Direct laser deposition“, WFLB – „Wire fed laser beam“, LMD – „Laser metal deposition“, EBAM – „Electron beam additive manufacturing“, EBF<sup>3</sup> bzw. EBF<sup>3</sup> – „Electron beam freeform fabrication“, EBDM – „Electron beam direct manufacturing“, WAAM – „Wire and arc additive manufacturing“

## **Fertigungstechnologie:**

Die AM Verfahren unterscheiden sich teilweise deutlich in ihrer Wirkungsweise, der Form des eingesetzten Materials sowie in der Art der Energiequelle, jedoch gliedert sich die Prozesskette für alle Verfahren meist in folgende Schritte [1, 4, 35]:

- **„Computer-aided design“ (CAD) Modell Generierung:** Am Anfang steht meist ein CAD Modell, welches die Geometrie des benötigten Bauteils repräsentiert. Um von diesen softwarespezifischen Dateien weitere Schritte ableiten zu können, wird dieses CAD Modell dann meist in eine Standarddatei (z.B. „Standard tessellation language“ STL) umgewandelt.
- **Generierung von Steuerungsdaten:** Dieser Punkt besteht aus allen Schritten, in denen aus dem CAD Volumenmodell ausführbare Steuerungsbefehle für die AM Maschine bzw. einen Schweißroboter werden. Im Wesentlichen müssen aus dem Volumenmodell zweidimensionale Schnitte („slicing“) gemacht werden, welche die einzelnen Querschnitte in Aufbau-richtung repräsentieren. Schließlich müssen durch das Prozess Setup die Prozesskennzahlen bestimmt werden. Für WAAM-Verfahren wären das zum Beispiel Schweißparameter, Vorschubgeschwindigkeiten, Nahtüberdeckungen. Aus diesen beiden Informationen werden schließlich die Steuerungsbefehle für die einzelnen Aufbauschichten sowie die einzelnen Pfade, aus denen eine Schicht besteht, abgeleitet. Für WAAM-Verfahren würde ein Pfad dem Verlauf einer einzelnen Schweißnaht entsprechen.
- **Fertigung:** Im Idealfall handelt es sich hierbei um einen vollständig automatisierten Prozess, welcher nicht durchgehend überwacht werden muss.
- **Endfertigung:** Angefangen von der Reinigung (Pulverbettprozesse), können weitere Schritte wie Wärmebehandlungen, spanende Endbearbeitung etc. folgen.

### 2.3.1 Pulverbettverfahren

Die Pulverbettverfahren sind neben den „Direct energy deposition“ (DED) Verfahren eine wichtige Gruppe der Metall-additiven Fertigungsverfahren. Eingeteilt werden die Verfahren durch die Art des Bindemechanismus und nach Art der verwendeten Energiequelle (Laser- oder Elektronenstrahl).

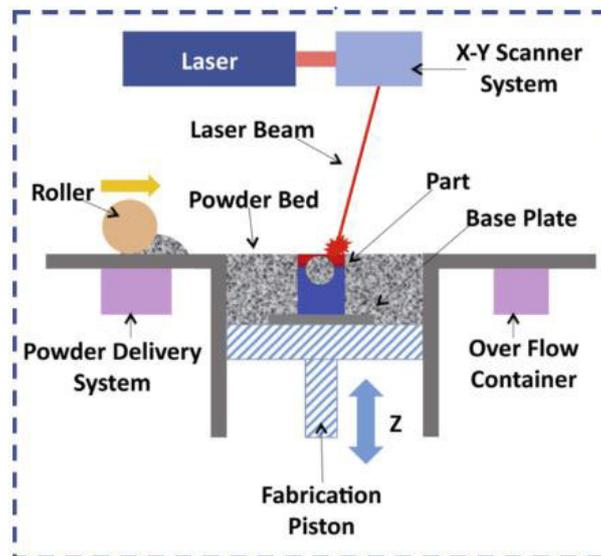


Abbildung 22: Pulverbett-Schmelzverfahren mit Laser SLM [36]

Beim SLM (siehe Abbildung 22) sowie beim EBM wird das Pulver schichtweise durch eine Walze aufgetragen und anschließend örtlich aufgeschmolzen. Nach jeder Schicht wird das Pulverbett um die Schichthöhe abgesenkt, eine weitere Pulverschicht aufgetragen und der Prozess wiederholt sich. [36]

Neben dem vollständigen Aufschmelzen gibt es noch folgende weiteren Bindemechanismen: [4]

- **Sintern im festen Zustand:** Die Pulverpartikel agglomerieren durch Temperaturen unterhalb der Schmelztemperatur.
- **Chemisch aktiviertes Sintern:** Die chemische Reaktion und Verbindung der Pulverkörner wird thermisch aktiviert und wird vorwiegend für Keramiken verwendet. Dazu läuft die Reaktion entweder zwischen zwei Pulverarten oder zwischen Pulver und atmosphärischem Gas ab.
- **Sintern im teilweise flüssigen Zustand:** Bei dieser Art wird ein Bindermaterial durch eine Energiequelle aufgeschmolzen um ein zweites Strukturmaterial zu verbinden. Dabei können die zwei Materialien in Form von zwei miteinander vermischten Pulvern vorliegen oder sie sind miteinander bereits verbunden oder umhüllt.

### 2.3.2 Direct Energy Deposition (DED)

Die Einteilung erfolgt hier anhand der Form des zugeführten Materials (Pulver oder Draht) und der Energiequelle (z.B. Laser- oder Elektronenstrahl, WIG-oder Plasmalichtbogen). Das Material wird durch eine Düse zugeführt, aber außerhalb der Düse geschmolzen (Abgrenzung zur Materialextrusion). Das flüssige Material wird meist auf ein festes Substrat (Platte) aufgebracht (Abgrenzung von den Pulverbettverfahren). Die DED Verfahren werden vor allem zur Herstellung von konturnahen Bauteilen („near net shape“) verwendet. Das additiv gefertigte Bauteil wird mit einer Bearbeitungszugabe gefertigt und dann z.B. spanend endbearbeitet.

#### Electron beam additiv manufacturing:

Der Prozess **EBF<sup>3</sup>** wurde von Lockheed Martin ab 1999 entwickelt und ist seit 2002 der Öffentlichkeit bekannt. Bei diesem Verfahren wird der Draht sowie die Oberfläche des Substrats im Elektronenstrahl geschmolzen (siehe Abbildung 23). [1]

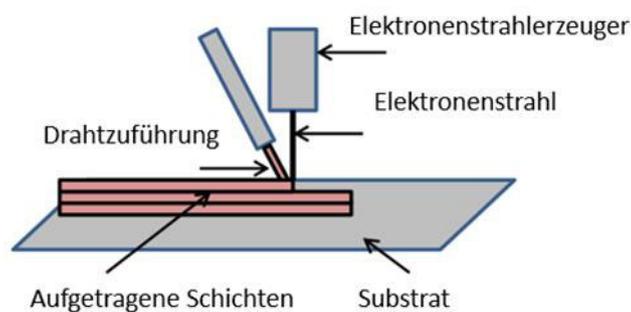


Abbildung 23: Prinzipskizze von additivem Fertigen mit Elektronenstrahl und Draht [33]

Die verwendeten Maschinen arbeiten meist mit einer maximalen Beschleunigungsspannung von 60 kV. Der Grund hierfür ist, dass bei hohen Beschleunigungsspannungen eine erhöhte Abschirmung gegen Röntgenstrahlen vorgesehen werden muss, was die Investitionskosten erhöht. [37]

Eine Anlage für die Fertigung mittels EBF<sup>3</sup> besteht im Wesentlichen aus folgenden Baugruppen [37, 38]:

- **Elektronenstrahlerzeugung:** Im Prinzip ähnlich wie für das Elektronenstrahlschweißen. Der Leistungsbereich für AM-Anwendungen ist meist von 3-5 kW.
- **Werkstücktisch:** Der Werkstücktisch dient als Positionierungssystem des Substrats und bestimmt somit den Arbeitspunkt auf den der ortsfeste Elektronenstrahl auftrifft. Üblicherweise muss mindestens eine X, Y und Z Achse vorhanden sein. Weitere Dreh- und Schwenkachsen für schnellere Werkstückmanipulationen sowie komplexere Geometrien sind möglich. Im ein-

fachsten Fall stellt die XY-Ebene den Arbeitsbereich dar. Die aufgetragenen Schichten entstehen durch eine Verstellung des Arbeitsbereiches in Z-Richtung um die Höhe der vorhergehenden Schicht.

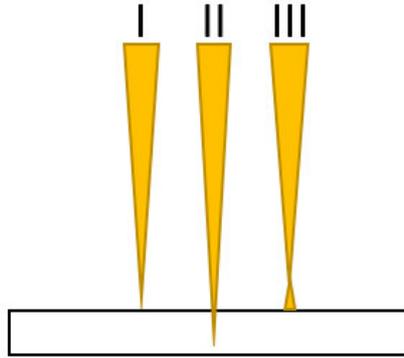
- **Vakuumkammer:** Um eine Kontamination des Werkstückes durch atmosphärische Gase zu verhindern und um eine Schwächung des Strahls durch Gasmoleküle zu verhindern, findet der gesamte Prozess im Hochvakuum statt. Die Kammergröße bestimmt die möglichen Werkstückabmessungen.
- **Drahtzuführung:** Die Drahtzuführeinrichtung steuert Position und Menge des zugeführten Drahtes. Für kommerzielle Anwendungen werden teilweise auch zwei gegenüberliegende Drahtzuführungen verwendet um schnell den Werkstoff wechseln zu können.

#### **Parameter:**

Die gewählte Maschineneinstellung bestimmt unter anderem die Geometrie des aufgetragenen Materials, die eingebrachte Wärme- und Materialmenge sowie die Temperaturverläufe im Schweißbereich und in der Wärmeeinflusszone (WEZ). Daraus ergeben sich in weiterer Folge die Abmessungen und Geometrie des aufgetragenen Werkstoffes sowie die Gefügeeigenschaften mit den daraus abgeleiteten mechanischen Kennwerten.

Für die Strahlerzeugung sind folgende wesentlichen Parameter wählbar [24, 39]:

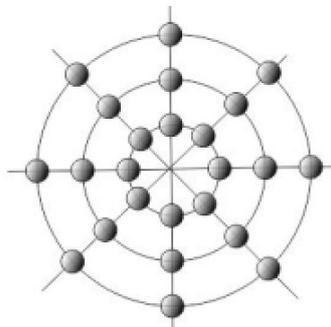
- **Beschleunigungsspannung  $U_B$ :** Die Beschleunigungsspannung ist ein Maß für die Geschwindigkeit der Elektronen im Strahl. Sie wird üblicherweise konstant gehalten.
- **Strahlstrom  $I_S$ :** Das Produkt aus Strahlstrom und Beschleunigungsspannung ergibt die Strahlleistung. Für eine konstante Beschleunigungsspannung wird die Strahlleistung nur mit dem Strahlstrom eingestellt.
- **Schweißgeschwindigkeit  $v_S$ :** Die Schweißgeschwindigkeit ist die Relativgeschwindigkeit zwischen dem ortsfesten Strahl und dem bewegten Werkstück.
- **Drahtmenge bzw. Drahtgeschwindigkeit  $v_D$ :** Über die Drahtgeschwindigkeit wird die Abschmelzleistung des eingebrachten Werkstoffes gesteuert.
- **Fokusslage:** Die Strahlfokussierung wird über eine elektromagnetische Linse eingestellt. Die Fokusslage, vergleichbar mit dem Brennpunkt, kann dabei auf der Werkstückoberfläche oberhalb davon oder unterhalb davon liegen (siehe Abbildung 24 I-III). Dabei bewirkt eine Über- und Unterfokussierung eine Veränderung der Strahlfläche bzw. der Energiedichte. Für die Fokussierung an der Werkstückoberfläche ist die Energiedichte und damit die Einbrandtiefe am höchsten.



**Abbildung 24: Unterschiedliche Fokusslagen. (I) Auf der Bauteiloberfläche fokussiert, (II) unterfokussiert und (III) überfokussiert, in Anlehnung an [24]**

Wird der Strahl auf die Werkstückoberfläche fokussiert, hat er durch die nahezu punktförmige Auftrefffläche eine sehr hohe Energiedichte. Beim Auftragsschweißen, wo keine große Einbrandtiefe gefordert wird und außerdem der Draht aufgeschmolzen werden muss, hat diese punktförmige Energiequelle Nachteile. Eine weitere Möglichkeit, die Energie auf einer größeren Fläche zu verteilen, ist neben der Fokusslagenänderung die Strahlablenkung. Hierbei wird der Strahl mit einer hohen Frequenz durch magnetische Spulen, dem sogenannten Strahlablenker, in der XY-Ebene bewegt. Der Strahl ist dabei quasi an mehreren Punkten gleichzeitig und die Fläche wird somit vergrößert.

Für die additive Fertigung mit dem Elektronenstrahl wird von guten Ergebnisse durch eine Strahlablenkung in konzentrischen Kreisen (siehe Abbildung 25) berichtet. Es handelt sich hierbei um eine vorprogrammierte Strahlablenkfigur an der Elektronenstrahlschweißmaschine der TU Graz, bei welcher Radius und Ablenkfrequenz eingegeben werden können. Dazu wurde der Durchmesser der gesamten Strahlfigur auf die zu erwartende Nahtbreite eingestellt. [8]



**Abbildung 25: Strahlfigur konzentrische Kreise [8]**

In Abbildung 26 wird der Einfluss der einzelnen Parameter für TiAl6V4 mit EBF<sup>3</sup> beschrieben. Da die Stufen der statistischen Versuchsplanung aus Abbildung 26 sowie genaue Werte für Breite und Höhe nicht bekannt sind, wird eine ähnliche statistische Versuchsplanung („Design of Experiments“ DoE) im Verlauf dieser Arbeit durchgeführt. [39]

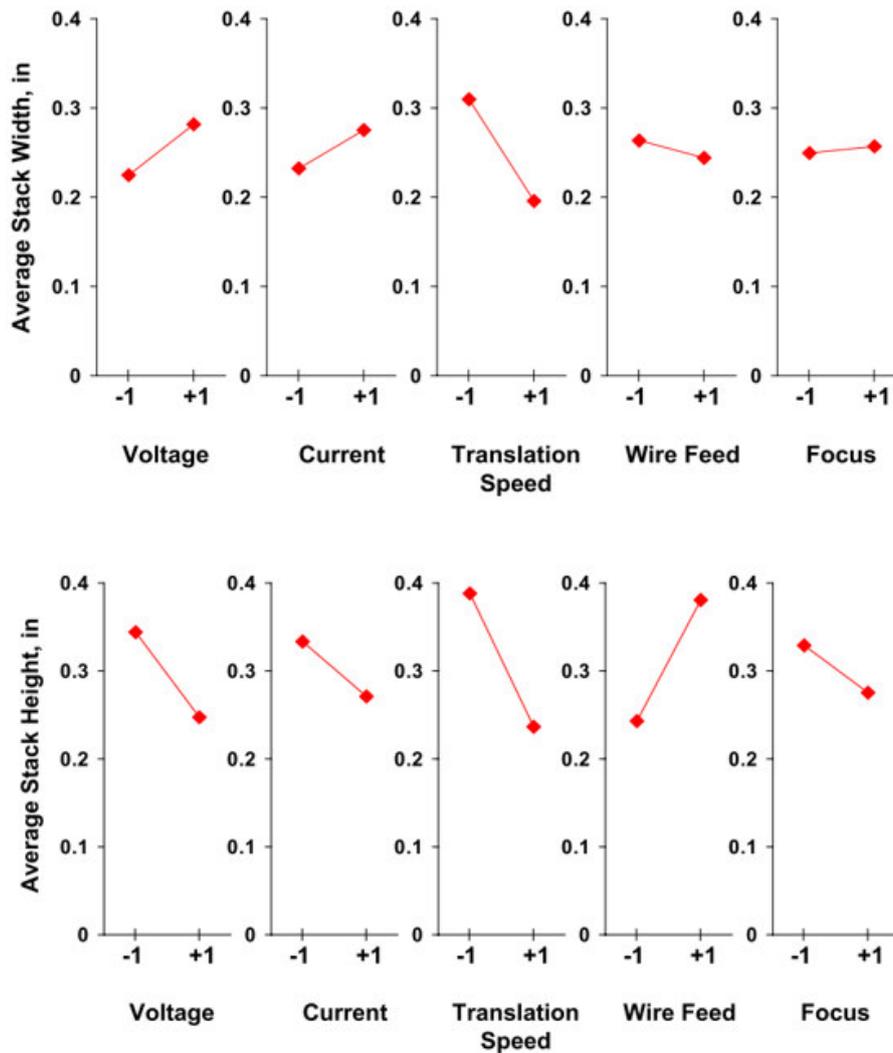


Abbildung 26: Einfluss der Parameter auf die Nahtbreite bzw. Nahthöhe [39]

### 2.3.3 Fertigungstechnologie DED bzw. WAAM-Verfahren

#### Fertigung von schrägen Wänden:

Geneigte bzw. schräge Wände können einerseits durch seitlichen Versatz der einzelnen Schweißlagen zueinander sowie durch schrägstellen von Substrat oder Strahlerzeuger und Drahtfördereinrichtung erfolgen. Auf der Anlage der TU Graz ist die Fertigung von schrägen Wänden aufgrund der Platzverhältnisse nur durch seitlichen Versatz der Schweißnähte zueinander möglich.

Für WAAM-Verfahren mit Lichtbogen sind Winkel bis 75° erreichbar. Dabei kann ein trigonometrischer Zusammenhang (siehe Abbildung 27) zwischen Winkel ( $\alpha$ ), Seitenversatz ( $d$ ) sowie Einzelnahthöhe ( $h_\alpha$ )

hergestellt werden. Dazu wird für die Fertigung von schrägen Wänden der Schweißbrenner um den Seitenversatz  $d$ , bezogen auf die Position der vorhergehenden Naht verschoben. [40]

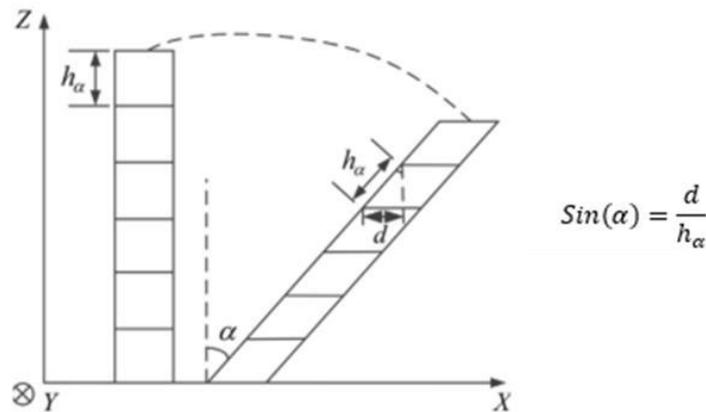


Abbildung 27: Zusammenhang Winkel, Seitenversatz und Einzelnahthöhe bei schrägen Wänden [40]

### Nahtabstand:

Die Breite bzw. Wandstärke einer einzelnen Schicht wird im Falle von EBAM durch die Anordnung von Einzelnähten nebeneinander bestimmt. Dazu werden die Einzelnähte, welche eine prozessparameterabhängige Breite und Höhe haben, mit einer gewissen Überdeckung nebeneinander angeordnet. Einzelnahtbreite, Überdeckung und Nahtanzahl bestimmen schließlich die Breite des Aufbaues, jedoch aber auch die Ebenheit der Oberfläche. Diese Werte fließen direkt in die Generierung von Steuerungsdaten ein und bestimmen die einzelnen Schweißpfade. Ist der Abstand zu gering, sind die zweite sowie die darauffolgenden Nähte höher als die erste und der Prozess ist instabil, weil die Schichtdicke nicht konstant ist (siehe Abbildung 28 und Abbildung 29). [41]

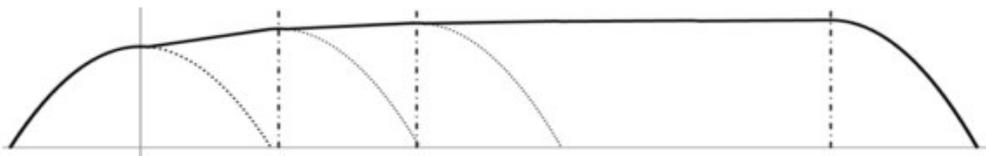


Abbildung 28: Nahtabstand zu gering, instabiler Prozess [42]

Der Grenznahtabstand bei dem beide Nähte die gleiche Höhe aufweisen beträgt ca. 73,8% der Einzelnahtbreite. Ist der Abstand kleiner, wächst die Nahthöhe nachfolgender Nähte, ist er größer wird die Vertiefung zwischen den Nähten ausgeprägter. In der Literatur wurde ein mathematisches Modell sowie experimentelle Validierung verwendet um den Grenznahtabstand  $d^*$  zu ermitteln, ab dem der Prozess stabil läuft: [42]

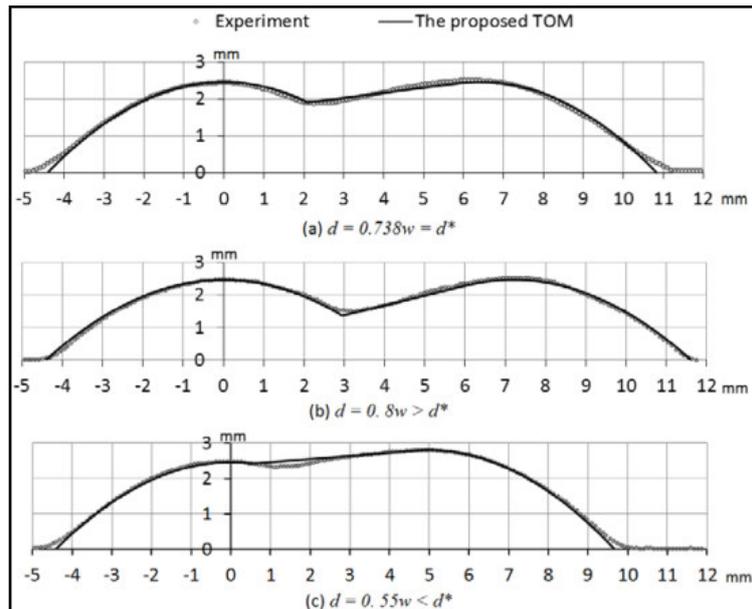


Abbildung 29: Einfluss des Überlappungsabstandes auf Ebenheit. (oben) Grenzwert ab dem stabile Überlappung herrscht, (Mitte) stabile Überlappung und (unten) instabile Überlappung [42] <sup>7</sup>

### 2.3.4 Eigenschaften von additiv gefertigten Bauteilen sowie Qualitätssicherung

Grundsätzlich kann das additive Fertigen, insbesondere die DED Varianten, mit einem Mehrlagenschweißprozess verglichen werden. Somit sind die mechanischen Eigenschaften des fertigen Bauteils von Faktoren wie zum Beispiel Prozessparameter, Wärmeführung und möglichen Ungängen (Poren, Risse, Bindefehler etc.) abhängig. Durch das schichtweise örtliche Erwärmen, Aufschmelzen und Erstarren ist die Mikrostruktur innerhalb der Bauteile unterschiedlich. Dies sorgt für eine Streuung der mechanischen Eigenschaften abhängig von der Position und Ausrichtung der Proben im Bauteil. Somit ist die Isotropie der mechanischen Eigenschaften sowie deren Größe abhängig vom jeweiligen AM Verfahren. Außerdem gibt es Schwankungen innerhalb eines Verfahrens. Folgende Einflussgrößen für Schwankungen der mechanischen Eigenschaften beim AM von TiAl6V4 sind bekannt: [6]

- **Chemische Einflüsse:** Hervorgerufen durch Oxidation, besonders die Aufnahme von atmosphärischen Gasen. Außerdem gibt es Einflüsse durch Reinheit und Sauerstoffgehalt von Zusatzmaterial sowie durch die Qualität der Schmelzbadabschirmung mithilfe von Gas oder Vakuum.
- **Mikrostruktur:** Die Mikrostruktur ist im Wesentlichen von der Wärmeführung abhängig. Insbesondere die Abkühlgeschwindigkeit sowie Beeinflussung durch nachfolgende Schichten haben Einfluss auf Korngröße, Gefügeart und Struktur.

<sup>7</sup> „The proposed TOM“ – Ergebnisse des Mathematischen Modells („Tangent Overlapping Modell“)

- **Materialfehler bzw. prozessbedingte Ungängen:** Poren, Lunken, Risse und Bindefehler im Inneren des Werkstückes führen zur Verminderung der Querschnittsfläche sowie zu Spannungsspitzen (Kerbwirkung). Art, Größe, Anzahl sowie Verteilung der Ungängen haben einen wesentlichen Einfluss auf statische und noch mehr auf dynamische Werkstoffkennwerte.

Durch die zahlreichen Variablen bei der additiven Fertigung müssen Prüfumfang und die Prüfmetho- den an die Anforderungen angepasst werden. Die Norm EN ISO 17296-3 beinhaltet die Hauptqualitäts- eigenschaften, Prüfverfahren sowie Umfang und Inhalt von Prüfungen für additiv gefertigte Bauteile. Dabei werden anhand der Auswirkungen eines Bauteilversagens für Metall-, Kunststoff- und Keramik- teile mögliche Prüfkategorien vorgeschlagen. Abhängig vom Anwendungsfall, dem Sicherheitsbedürf- nis und der Vereinbarung zwischen Hersteller und Kunden werden dann die jeweiligen Prüfungen und Anforderungen festgelegt. [43]

Für ein nicht sicherheitsrelevantes, funktionales Bauteil (Gruppe M) sind unter anderem folgende An- forderungen zu erfüllen: [43]

- **Geometrie:** Abmessungen, Toleranzen, Form- und Lagetolerierung
- **Mechanische Anforderungen:** Härte, Zugfestigkeit, Kerbschlagarbeit sowie Druckfestigkeit
- **Anforderungen an den Aufbauwerkstoff:** Dichte

Weitere Anforderungen und Prüfungen werden empfohlen wie zum Beispiel Schwingfestigkeit.

In Tabelle 7 sind für die additive Fertigung von Ti6Al4V mit Pulverbettsschmelzprozesse nach der ASTM F2924-12 weitere Vorgaben für die Zugversuchs-Kennwerte zu sehen.

**Tabelle 7: Vorgaben für Kennwerte aus dem Zugversuch (alle Werte jeweils in X, Y, und Z-Richtung) [44]**

Klasse	Zugfestigkeit $R_m$ [MPa]	0,2 % Dehngrenze $R_{p0.2}$ [MPa]	Bruchdehnung [%]	Brucheinschnürung [%]
1	895	825	10	15
2	895	825	10	15
3	895	825	6	15

Grundsätzlich gibt es vier Klassen, wobei bei der Klasse 4 keine Anforderungen gestellt werden und die Klasse 2 heißostatisches Pressen voraussetzt. Für die weiteren Untersuchungen im Laufe dieser Mas- terarbeit werden die geprüften mechanischen Eigenschaften mit den Werten aus Tabelle 7 verglichen.

Die Schwankungen und Variablen bei der additiven Fertigung sind möglicherweise ein Grund warum ein großflächiger industrieller Einsatz von AM Technologien noch nicht erfolgte und weitere Untersuchungen aktuell erfolgen.

### 2.3.5 Additive Fertigung von TiAl6V4

Die Makrostruktur wird wie bereits die Schmelzzone im Kapitel 2.2.5, ab Seite 18 als säulenförmig beschrieben. Die Breite der säulenförmigen ehemaligen  $\beta$ -Körnern ist von den Erstarrungsbedingungen abhängig und kann mit Hilfe der Draht- und Vorschubgeschwindigkeiten sowie der eingebrachten Leistung eingestellt werden. Die Mikrostruktur aus  $\alpha$ -Lamellen kann abhängig von den Prozessbedingungen in Form von Martensit-, Kolonien- oder Widmannstätten Gefüge vorliegen. [6, 20]

Durch wiederholte Wärmebehandlung des aufgetragenen Werkstoffes durch nachfolgende Lagen findet eine Beeinflussung statt. Bei Versuchen mit einem robotergeführten WIG Schweißprozess mit Drahtzuführung durchgeführt, zeigt sich eine Lamellenverbreiterung in den unteren Bereichen (siehe Abbildung 30). [45]

Ein Vergleich dieses Verfahrens zu Laserstrahl ALM mit Drahtzuführung kommt zu ähnlichen Ergebnissen. [46]

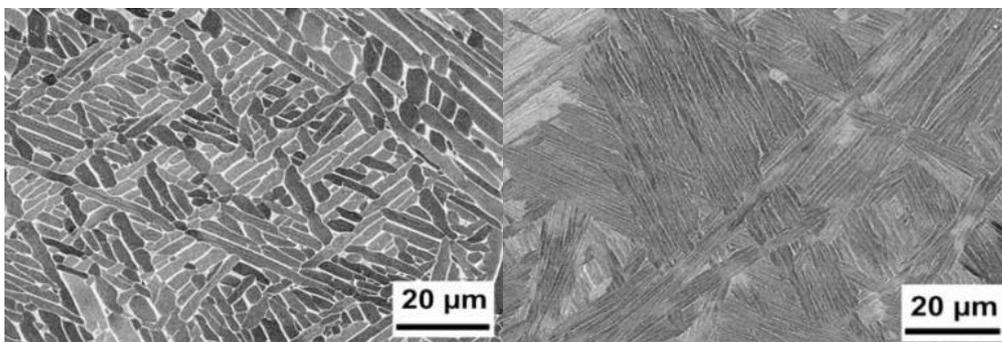


Abbildung 30: Mikrostruktur von AM TiAl6V4 mit SMD. (links) Probe aus unterem Bereich und (rechts) Probe im Bereich der Bauteiloberseite [45]

Folgende Verfahren für die additive Fertigung von TiAl6V4 werden in der Literatur mit unterschiedlichen Wärmebehandlungen beschrieben: [6, 46, 47]

- Pulverbett-schmelzverfahren mit Laser oder Elektronenstrahl (SLM, EBM)
- Selektives Lasersintern (SLS)
- DED Prozesse mit Draht mit Laser- oder Elektronenstrahl sowie WIG- und Plasmalichtbogenprozesse (LMD, EBF<sup>3</sup> bzw. EBDM, SMD, WAAM)

Die Aufnahme von Sauerstoff und anderen atmosphärischen Gasen hat negative Auswirkungen auf die Duktilität. Guter Schutz vor atmosphärischen Gasen sowie die Verwendung der verbesserten Pulvergüte TiAl6V4 ELI ("extra-low interstitial") sind notwendig um bei **Pulverbettprozessen** die Sauerstoffkonzentration gering zu halten. Das Bauteilvolumen ist beschränkt ( $0,03\text{m}^3$ ). Die Aufbauraten schwanken je nach Quelle (z.B.:  $2\text{-}20\text{ cm}^3/\text{h}$ ). [6, 11, 33, 47, 48]

Beim **selektiven Lasersintern** wird von einer geringeren Dichte ( $\sim 95\%$ ) berichtet. [47] Dies resultiert aus dem Bindemechanismus, der vergleichbar mit der Pulvermetallurgie (sintern) ist.

Beim **Elektronenstrahlprozess mit Drahtzuführung** gibt es einen kommerziellen Hersteller (Sciaky Inc.). Laut eigenen Angaben können Bauteile mit Abmessungen bis zu  $5,8 \times 1,2 \times 1,2\text{ m}$  hergestellt werden. [37] Außerdem ist dieser Prozess durch eine hohe Abschmelzleistung von bis zu  $2500\text{ cm}^3/\text{h}$  gekennzeichnet. [49]

Für alle Prozesse gilt, dass die mechanischen Eigenschaften durch nachfolgende Wärmebehandlungen noch verändert oder verbessert werden können. [6]

## 2.4 Anforderungen an Biomaterialien in der Medizintechnik

Unter Biomaterial versteht man geeignete biologische oder synthetische Materialien, welche in der Medizin eingesetzt werden. Seit dem Beginn von sterilen Operationstechniken werden Biomaterialien erfolgreich eingesetzt. Abhängig vom jeweiligen Einsatzgebiet ergeben sich unter anderem folgende Anforderungen an Biomaterialien: [50, 51]

- **Biokompatibilität:** Das Material muss mit dem menschlichen Organismus über die Einsatzzeit verträglich sein, also keine giftigen und schädlichen Stoffe dürfen vom Implantat in den Organismus gelangen. Dies kann durch mehrere Arten erfolgen. Es können hoch inerte Legierungselemente verwendet werden, bei denen es praktisch keine chemischen Reaktionen sowie Übergänge von Legierungselementen gibt. Eine weitere Möglichkeit ist es nur Legierungselemente zu verwenden, die zum Beispiel als Spurenelemente im Organismus vorkommen oder der Einsatz von zwar reaktiven Materialien wie zum Beispiel Titan, welche aber eine hervorragende Korrosionsbeständigkeit besitzen.
- **Korrosionsbeständigkeit:** Einsatz von passiven oder inerten Materialien. Die Anforderungen (Medium, pH- Wert) sind schwankend und vom jeweiligen Einsatzbereich abhängig. Korrosion muss verhindert bzw. vermindert werden um den Übergang von teilweise toxischen Metallionen in den Organismus sowie eine verkürzte Einsatzzeit des Implantats zu verhindern.

- **Geeignete mechanische Eigenschaften:** Die geforderten mechanischen Eigenschaften sind komplex zu bestimmen. Einerseits müssen statische sowie zyklische Festigkeiten auf den Einsatzzweck abgestimmt sein, andererseits sollte das Implantat auch genügend elastisch sein um eine Verminderung der Knochendichte durch Entlastung von Knochenmaterial zu verhindern.
- **Verschleißfestigkeit:** Implantate werden zum Ersatz von unterschiedlichen Gelenken im Körper eingesetzt. Geeignete tribologische Materialpaarungen gewährleisten eine geeignete Einsatzzeit sowie den Schutz vor Komplikationen durch abrasiven Verschleiß (Abrieb von Partikeln). Da viele tribologische Systeme wie zum Beispiel Ti - Ti oder Edelstahl-Edelstahl ungünstige Eigenschaften besitzen werden oft Metall-Polymer, Keramik-Polymer, Keramik-Keramik oder Metall-Reibpaarungen mit CoCrMo Legierungen ausgeführt.
- **Osseointegration:** Diese Eigenschaft betrifft Implantate, die mit einem Knochen verbunden werden und ist gekennzeichnet aus einem Verbund von lebendem Knochenmaterial mit der Implantatoberfläche.

Aufgrund dieser Anforderungen werden unter anderem folgende Materialien eingesetzt: Edelstähle, Kobalt-Legierungen, Titan-Legierungen, Keramiken und Polymere.

#### 2.4.1 Künstliches Hüftgelenk, Aufbau und Materialien

Wird das gesamte Hüftgelenk inklusive Gelenkkopf und Gelenkpfanne ersetzt, spricht man von einer Hüft Total Endoprothese. Der genaue Aufbau sowie die verwendeten Materialien variieren je nach Hersteller und Ausführungsform. Eine moderne Hüftprothese besteht aus einem Stiel („Stem“) der im Oberschenkelknochen verankert wird. Dieser Stiel bildet zusammen mit dem Kopf („Head“) den Gelenkkopf. Im Hüftknochen sitzt die Gelenkpfanne, welche aus einem Einsatz („Line“) und der Pfanne („Cup“) besteht (siehe Abbildung 31 I-IV):

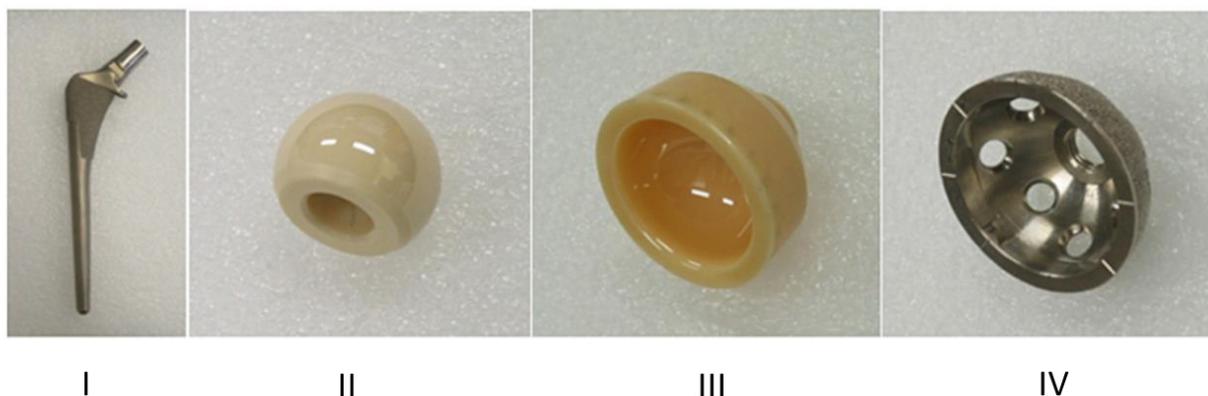


Abbildung 31: Bauteile einer Hüftprothese. (I) Stem, (II) Head, (III) Line und (IV) Cup [51]

Der Stiel bzw. Schaft besteht meist aus Titan- oder Kobaltlegierungen (CoCrMo). Die verwendete Titanlegierung ist meistens TiAl6V4 oder die hochreine TiAl6V4 – ELI. Die weiteren Werkstoffe hängen

von der Reibpaarung (siehe vorhergehendes Kapitel) ab. Es kann außerdem sein, dass die Bauteile III und IV zusammengefasst zu einem Bauteil, aus einer Kobaltlegierung gefertigt werden. Ist dies nicht der Fall wird die Schale teilweise aus CP-Titan („commercially pure Titan“ also hochreines Titan) hergestellt. Beim Hersteller Smith-Nephew wird der Schaft geschmiedet. Um eine bessere Verbindung zwischen Knochen und Prothese zu erzielen, wird die Oberfläche entweder sandgestrahlt, porös beschichtet oder es werden Titankugeln durch sintern aufgebracht. [52]

## 3 Experimenteller Teil

### 3.1 Versuchsdurchführung

Die Versuche sowie die Auswertung wurden ausschließlich mit Maschinen und Anlagen des IMAT Institutes (Institute of Materials Science, Joining and Forming) an der TU Graz durchgeführt.

#### 3.1.1 Elektronenstrahl Schweißmaschine



#### Technische Daten ProBeam

##### EBG 45-150 K14:

- Strahlleistung: 45 kW
- Kammervolumen 1,4m<sup>3</sup>
- Beschleunigungsspannung bis 150 kV
- Strahlstrom bis 300 mA
- Maschinen Tisch mit X - und Y-Achsen
- Optionale Z- Achse oder Dreh- und Schwenkachse
- Gekühlte Drahtzuführung mit X -, Y- und Z- Achse

Abbildung 32: Elektronenstrahlschweißanlage IMAT [53]

Die Anlage (siehe Abbildung 32) kann entweder mit einem Z-Achsen Modul oder mit einer Dreh- und Schwenkeinheit bestückt werden. Diese Achsen sowie die restlichen Parameter werden durch eine Sinumerik Steuerung gesteuert.

#### 3.1.2 Werkstoffe

Als Schweißzusatz wurde 1,2mm AWS A5.16-ER Ti 5 (EN ISO 24034) Schweißdraht verwendet. Die Zusammensetzung des Schweißdrahts entspricht der Legierung TiAl6V4 und somit dem Substrat für mehrlagige Versuche.

Für Einzelnähte wurde Titan Grade 2 als Substrat verwendet. Dazu zählten die Versuchspläne für die Abmessungen von Einzelnähten sowie die Untersuchungen zu Nahtabstand und Aufmischungsgrad.

Mehrlagige Versuche erfolgten dann ausschließlich auf TiAl6V4 Substratplatten. Auf diesem Substrat wurden außerdem alle Blöcke bzw. Volumen für die Zugversuchs-, Härtemessungs- und Kerbschlagbiegeproben aufgebaut. Wenn nicht anders angegeben, betrug die Plattengröße für die Schweißversuche 140 x 140 x 16mm.

### 3.1.3 Metallografie

Für die Mikro- und Makrostrukturuntersuchungen wurden einzelne Proben in Multifast Black II oder Polyfast (Firma Struers), bei 250 bar und 180°C eingebettet. Die Präparation der Querschnitte erfolgte durch folgende zwei Varianten:

Tabelle 8: Probenpräparation [54]

	Variante 1	Variante 2
<b>Planschleifen:</b>	Siliciumcarbid Nassschleifpapier Körnung 500 /320 15N pro Probe Bis plan	Siliciumcarbid Nassschleifpapier Körnung 320 15N pro Probe Bis plan
<b>Schleifen:</b>	Siliciumcarbid Nassschleifpapier bis Körnung 2000 jeweils 15N pro Probe 3 Minuten	MD- Largo DiaPro 9µm Diamandsuspension 20N pro Probe 5 Minuten
<b>Polieren:</b>	MD/DP-NAP DiaDuo2 1µm Poliersuspension 10N pro Probe 10 Minuten	-
<b>Chemisches Polieren:</b>	MD-Chem Scheibe Kolloidale SiO <sup>2</sup> Suspension OP-S Lichtmikroskop: 5 Minuten REM: 30-60 Minute	MD-Chem Scheibe Kolloidale SiO <sup>2</sup> Suspension OP-S Lichtmikroskop: 5 Minuten REM: 30-60 Minuten

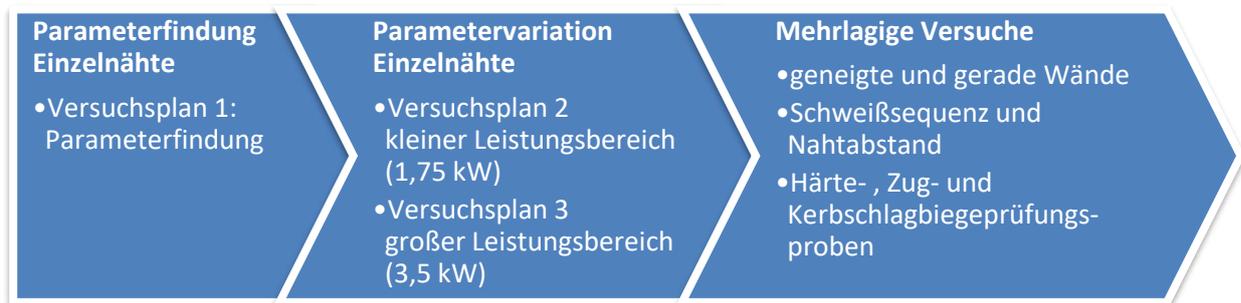
Vom Ergebnis sind beide Varianten aus Tabelle 8 ungefähr gleichwertig, allerdings nimmt die Präparation mit Variante 2 weniger Zeit in Anspruch. Das **Ätzmittel** beinhaltete 2ml Flusssäure (HF 40%ig), 4ml Salpetersäure (HNO<sub>3</sub> 65%ig) und 94 ml destilliertes Wasser. Für die Untersuchungen mit dem Licht- und Stereomikroskop wurden die Proben für 3-15 Sekunden geätzt. Gute Ergebnisse wurden für Koloniefüge mit 3 Sekunden Ätzdauer erzielt, wohingegen fein lamellares bzw. martensitisches Gefüge bis zu 15 Sekunden Einwirkzeit erforderte. Folgende Geräte wurden für die Präparation sowie für die metallografischen Untersuchungen verwendet:

Tabelle 9: Verwendete Anlagen und Geräte Metallografie

Probenvorbereitung	Probenuntersuchung
Einbettmaschine: Struers Cito Press 20	Lichtmikroskop: Zeiss Observer.Z1m
Schleif und Poliermaschine: Struers TegraPol-31	Stereomikroskop: Zeiss Discovery.V20
	Rasterelektronenmikroskop: Tescan MIRA3

## 3.2 Schweißversuche

Im Grunde lassen sich die Schweißversuche chronologisch folgendermaßen einteilen:



Die Parameterfindung (Versuchsplan 1) umfasste dabei einen großen Parameterbereich und hatte zum Ziel funktionierende Einstellungen zu finden. Aus diesem Parameterbereich wurden für den großen und kleinen Leistungsbereich (3,5 bzw. 1,75 kW) zwei Einstellungen gewählt und geringfügig variiert (Versuchsplan 2 und 3). Alle Untersuchungen zu Einzelnähten (Versuchspläne 1-3) erfolgten auf Titan Grade 2 Substrat.

### 3.2.1 Parameter und Versuche

Der Schweißprozess an sich lässt sich durch eine Vielzahl an Parametern beeinflussen. Der grundsätzliche Aufbau sowie die Haupteinflüsse der Strahlparameter sind in den Kapiteln 2.2.1 und 2.3.2 (Seite 12 bzw. 27) beschrieben. Eine Übersicht der Parameter sind in der Tabelle 10 zu sehen:

Tabelle 10: Übersicht Maschinenparameter

Parameter Übersicht:			
Strahlparameter	Beschleunigungsspannung $U_B$	konstant	90 kV
	Strahlstrom $I_s$	variabel	13-48 mA
	Fokusslage	konstant	auf Substratoberfläche
	Strahlfigur	konstant	Konzentrische Kreise
	Strahlfigur-Abmessung	konstant	Durchmesser 4mm
	Strahlablenk-Frequenz	konstant	1000 Hz
weitere CNC-Steuerungsparameter	Schweißgeschwindigkeit $v_s$	variabel	5-20 mm/s
	Drahtvorschub $v_D$	variabel	0-4,8 m/min
	Abstand Draht-Substrat	konstant	1mm
	Abstand Drahtdüse-Substrat	konstant	8mm
	Weglänge ohne Drahtzufuhr Nahtanfang (slope in)	variabel	1-3 mm
	Weglänge ohne Drahtzufuhr Nahtende (slope out)	variabel	1-2 mm
	Winkel der Drahtzuführung	konstant	35°

### **Strahlparameter:**

Die Bandbreite der **Beschleunigungsspannung  $U_B$**  ist durch die eingesetzte Kathode sowie die Schweißanlage begrenzt. Grundsätzlich ist die Beschleunigungsspannung ein Maß für die Geschwindigkeit der Elektronen und somit für die Eindringtiefe. Für die Anwendung zum additiven Fertigen bietet eine große Einschweißtiefe keine Vorteile, somit wurde der Wert auf 90 kV festgelegt. [23]

Bei konstanter Beschleunigungsspannung wird die Strahlleistung über die Größe des **Strahlstroms  $I_s$**  eingestellt.

Vorhergehende Untersuchungen am Institut zeigten, dass eine Ablenkung des Strahls in Form von konzentrischen Kreisen (**Strahlfigur**) mit einem Durchmesser in der Größenordnung der Nahtbreite (**Strahlfigurabmessung**) gute Ergebnisse erzielen. [8]

Der Schweißzusatz wird auf einer handelsüblichen Rolle (MAG bzw. MIG Schweißdraht) geliefert und erfährt durch die Wicklung eine plastische Biegung, welche dafür sorgt, dass der Draht nicht geradlinig in den Schweißbereich gefördert wird.

Im Gegensatz zu einer punktförmigen Energieeinbringung bietet die Strahlablenkung eine Aufteilung auf eine größere Fläche, wodurch eine gewisse Toleranz bei der Drahtposition geschaffen wird. Die **Strahlablenkfrequenz** wurde auf einen hohen Wert (1kHz) eingestellt um eine möglichst gleichmäßige Wärmeeinbringung auf der gesamten Strahlfigur-Fläche zu erreichen. Eine andere Möglichkeit die Fläche der Energieeinbringung zu beeinflussen wäre die Position der **Fokuslage**. Mit der Strahlablenkung ist dies jedoch einfacher einstellbar, daher wurde der Strahl auf die Oberfläche vom Substrat fokussiert.

### **Weitere CNC-Steuerungsparameter:**

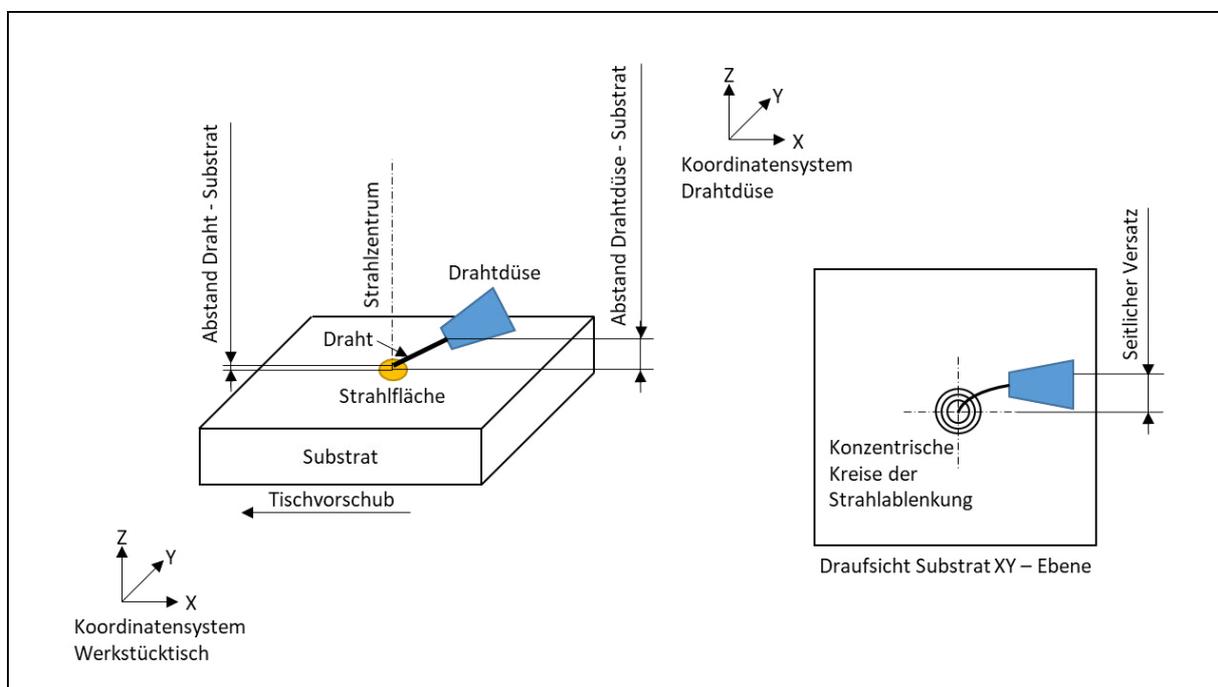
Die **Schweißgeschwindigkeit  $v_s$**  entspricht der Relativbewegung zwischen ortsfestem Strahlmittelpunkt und dem am beweglichen Werkzeuttisch befindlichen Substrat. Über die Schweißgeschwindigkeit kann, neben anderen Parametern, die Streckenenergie eingestellt werden. Die Schweißrichtung erfolgte ausschließlich ziehend.

Im Anfangs- sowie Endbereich der Schweißnaht werden Strahl, Drahtvorschub sowie Tischvorschub entsprechend der eingestellten Parameter im CNC Programm ein- bzw. ausgeschaltet. Werden diese drei Funktionen gleichzeitig aktiviert bzw. deaktiviert, kommt es durch die Trägheit (z.B. thermisch) des Systems zu ungünstigen Zuständen. Am Schweißnahtanfang dauert es aufgrund der Massenträgheit eine gewisse Zeit bis die eingestellten Vorschubwerte erreicht werden und der Grundwerkstoff aufgeschmolzen ist. Wird am Ende der Schweißnaht Drahtzuführung, Vorschub und Strahl gleichzeitig

abgeschaltet, kann es passieren, dass der Draht im Schmelzbad verbleibt und nach Abkühlen mit diesem fest verbunden ist. Aus diesem Grund erfolgt die Drahtzuführung zeitversetzt mit Vorschub- und Strahlaktivierung. Dieser Zeitversatz wird in Form eines Weges, während dem kein Draht zugeführt wird, am Anfang (**slope in**) sowie am Ende (**slope out**) eingestellt.

Die **Drahtzuführungsgeschwindigkeit bzw. der Drahtvorschub  $v_D$**  bestimmt die Länge bzw. das Volumen des eingebrachten Drahtes je Zeiteinheit. Das Verhältnis aus  $v_D / v_S$  bestimmt demnach die zugeführte Drahtlänge (bzw. Drahtvolumen) pro Längeneinheit am Werkstück.

Unter realen Bedingungen sieht die Situation der Positionen von Drahtdüse, Drahtspitze, Strahlzentrum, Schweißbereich sowie Strahlfigur folgendermaßen aus:



**Abbildung 33: Schematischer Versuchsaufbau**

Im Kapitel 2.2.2, ab Seite 14 wird der Einfluss der Drahtzuführungshöhe beschrieben. Für die Nähte in den durchgeführten Versuchen liegt die Drahtspitzenhöhe unterhalb der Nahthöhe. Der gewählte **Abstand zwischen Drahtspitze und Substrat** von 1mm (vor der ersten Schweißung im Strahlzentrum gemessen) liegt ca. in der Mitte der Bandbreite wo der Prozess zufriedenstellend funktioniert. Dies ist wichtig, da die Höhe nicht exakt eingestellt werden kann und keine Kontrolle der Höhe ohne Öffnen der Kammer erfolgen kann. Bei mehrlagigen Schweißungen wird der Tisch jeweils um die Nahthöhe der vorhergehenden Lage in Z-Richtung verschoben, sodass die Fokussierung wiederum auf der Oberfläche des Werkstücks liegt. Der Abstand zwischen Drahtspitze und Werkstück ist somit abhängig von:

- Der Krümmung des Drahtes
- Verzug des Substrats durch thermische Dehnungen

- Bei mehrlagigen Versuchen wie genau die tatsächliche Nahthöhe mit der Z-Achsen Nachstellung übereinstimmt

Die **Höhe der Drahtdüse über dem Substrat** wurde mit ca. 8 mm festgelegt. Dies stellt einen Kompromiss zwischen möglichst guter Führung des Drahtes bzw. Minimierung des freien Drahtendes sowie genügend Abstand zum Strahl dar, wobei auch andere Abstände grundsätzlich funktionieren.

Der seitliche Versatz aufgrund der Drahtbiegung wird mithilfe der Optik an der Maschine eingestellt. Die Position der Drahtdüse wurde so ausgerichtet, dass sich die Drahtspitze möglichst genau im Strahlzentrum befindet.

Es wurde außerdem beobachtet, dass sich der Draht in der gesamten Fördereinrichtung so ausrichtet, dass die Drahtkrümmung vor allem in der XY – Ebene auftritt. Außerdem bleibt die Drahtkrümmung annähernd konstant und es bedarf nur einer seltenen Anpassung des seitlichen Versatzes.

### Versuchsplan 1:

Ziel des ersten Versuchsplans war es funktionierende Einstellungen in einem großen Parameterfeld zu finden. Dazu wurde ein zweistufiger vollfaktorieller Versuchsplan mit den Faktoren Streckenenergie (E), Leistung (P) und dem Verhältnis von Drahtvorschubgeschwindigkeit zu Schweißgeschwindigkeit ( $v_D/v_S$ ) erstellt. Alle anderen Parameter wurden um den Versuchsaufwand im Rahmen zu halten als konstant angesehen (siehe Tabelle 11).

Tabelle 11: Versuchsplan 1

<b>Versuchsplan 1: vollfaktoriell, 2-Stufig mit P, E und <math>v_D/v_S</math></b>			
Faktor	Einheit	Untere Stufe	Obere Stufe
Leistung P	kW	1,75	3,5
Streckenenergie E	J/mm	175	350
$v_D/v_S$		2	4

Die Größenordnungen für die einzelnen Faktoren wurden aufgrund von Literaturquellen festgelegt. [8, 29]

Für die beiden Leistungsbereiche (3,5 und 1,75 kW) wurde jeweils eine Einstellung als Basis für die Versuchspläne zwei und drei gewählt. Kriterien für die Wahl dieser Einstellungen waren eine möglichst glatte und hohe Naht.

### Versuchsplan 2:

Für Versuchsplan zwei wurde eine möglichst hohe und feinschuppige Naht im kleinen Leistungsbereich (1,75 kW) aus Versuchsplan eins verwendet und die Parameter jeweils um 10% variiert. Die Faktoren wurden diesmal direkt als Maschinenparameter Strahlstrom ( $I_s$ ), Schweißgeschwindigkeit ( $v_s$ ) und Drahtvorschub ( $v_D$ ) festgelegt. Alle anderen Parameter wurden konstant gehalten (siehe Tabelle 12).

Tabelle 12: Versuchsplan 2 (niedrige Leistung)

Versuchsplan 2: vollfaktoriell, 2-Stufig mit $I_s$ , $v_s$ und $v_D$			
Faktor	Einheit	Untere Stufe	Obere Stufe
Strahlstrom $I_s$	kW	17,5	21,4
Schweißgeschwindigkeit $v_s$	mm/s	9	11
Drahtvorschub $v_D$	m/min	2,7	3,3

### Versuchsplan 3:

Für den Versuchsplan drei wurde nach denselben Kriterien wie bei Versuchsplan zwei eine Einstellung aus Versuchsplan eins für den höheren Leistungsbereich (3,5 kW) als Zentralpunkt verwendet. Die Faktoren sind wiederum Strahlstrom ( $I_s$ ), Schweißgeschwindigkeit ( $v_s$ ) und Drahtvorschub ( $v_D$ ). Strahlstrom und Schweißgeschwindigkeit wurden wiederum um 10% variiert und der Drahtvorschub wurde in derselben Spannweite wie beim Versuchsplan zwei festgelegt (siehe Tabelle 13).

Tabelle 13: Versuchsplan 3 (hohe Leistungen)

Versuchsplan 3: vollfaktoriell, 2-Stufig mit $I_s$ , $v_s$ und $v_D$			
Faktor	Einheit	Untere Stufe	Obere Stufe
Strahlstrom $I_s$	kW	31,1	46,7
Schweißgeschwindigkeit $v_s$	mm/s	9	11
Drahtvorschub $v_D$	m/min	3,3	3,9

#### 3.2.2 Mehrlagige bzw. mehrspurige Versuche

Für mehrlagige Versuche ist es essentiell, die Nahthöhe der vorangegangenen Lage zu wissen. Um diese Höhe muss der Maschinentisch in Z-Richtung verstellt werden um die nächste Lage unter den gleichen Voraussetzungen schweißen zu können. Im Detail wurde die Kammer nach jeder Schweißlage geflutet, der Höhenwert händisch gemessen, wieder evakuiert und schließlich nach neuer Positionierung des Werkstücks die nächste Lage geschweißt. Zusätzlich wurde auch der Einfluss der Wartezeit bzw. Zwischenlagentemperatur auf die Höhenzunahme je Naht untersucht.

Für mehrspurige Versuche wurden verschiedene Naht-Überlappungsabstände getestet. Weiters wurden verschiedene Schweißsequenzen getestet um einen möglichst parallelen quaderförmigen Block herstellen zu können.

### 3.2.3 Verwendete Parameter

Um die Vorwärmung sowie verminderte Wärmeableitung zu kompensieren wurde die Leistung mit zunehmender Höhe vermindert. Basis aller mehrlagigen Schweißversuche war die Einstellung A ( $I_s=17,5$  mA,  $v_s=9$  mm/s und  $v_D=3,3$  m/min). Gründe für die Wahl dieser Einstellung waren das große Höhen- zu Breitenverhältnis, die geringe Aufmischung und die große Abschmelzleistung (Abmessungen und Aufmischungsgrad siehe Kapitel 4.1, ab Seite 51).

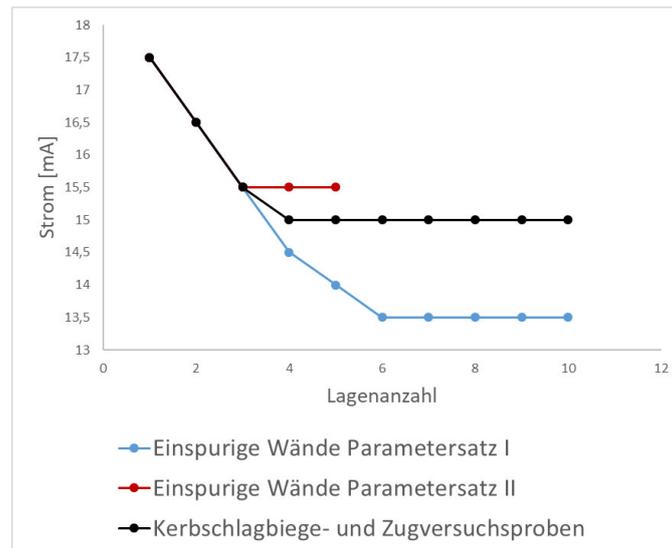


Abbildung 34: Parameter-Sets

Abbildung 34 zeigt die Leistungsanpassung mit steigender Höhe. Grundsätzlich funktionieren auch andere getestete Verläufe. Beim Parametersatz II ist die Verminderung der Leistung geringer als bei Parametersatz I, was ab der 5. Lage zu ungleichmäßigen Nähten führt. Aus diesem Grund ist für einspurige Wände der Parametersatz I empfehlenswert. Eine Übersicht über alle verwendeten Parameter befindet sich in Tabelle 14.

Tabelle 14: Übersicht über die Parameter der Basiseinstellung A

Beschleunigungsspannung $U_B$	90 kV
Strahlstrom $I_s$	17,5 mA
Fokusslage	auf Substratoberfläche
Strahlfigur	Konzentrische Kreise
Strahlfigur-Abmessung	Durchmesser 4mm
Strahlblenk-Frequenz	1000 Hz
Schweißgeschwindigkeit $v_s$	9 mm/s
Drahtvorschub $v_D$	3,3 m/min
Abstand Draht-Substrat	1mm
Abstand Drahtdüse-Substrat	8mm
slope in	2 mm
slope out	1 mm
Winkel der Drahtzuführung	35°

### 3.3 Simulation

Um die höhenabhängige Leistungsanpassung sowie Wartezeiten für den Temperatúrausgleich in der Platte abschätzen zu können, wurde eine einfache FE Simulation durchgeführt. Dazu wurden im Softwarepaket COMSOL 5.1 Multiphysics zwei Modelle simuliert (siehe Abbildung 35 sowie Tabelle 15). Basis der Simulation war der zeitabhängige 3D Wärmetransport in Feststoffen. Für die notwendigen Werkstoffdaten von TiAl6V4 wurden die COMSOL-Datenbank verwendet. Die Auswertung der Temperaturverläufe erfolgte an den gleichen Punkten wie bei der Messung (siehe Abbildung 36).

Tabelle 15: Abmessungen und Randbedingungen FE-Modelle

	Bauteil	Abmessungen (L/B/H) bzw. $\varnothing$ /L [mm]	Temperatur [K]
<b>Modell 1</b>	Substratplatte	140/50/16	327
	Schweißnahtmodell	$\varnothing$ 5,6/120	1930
<b>Modell 2</b>	Substratplatte	140/50/16	327
	Steg	120/5,6/13,2	327
	Schweißnahtmodell	$\varnothing$ 5,6/120	1930

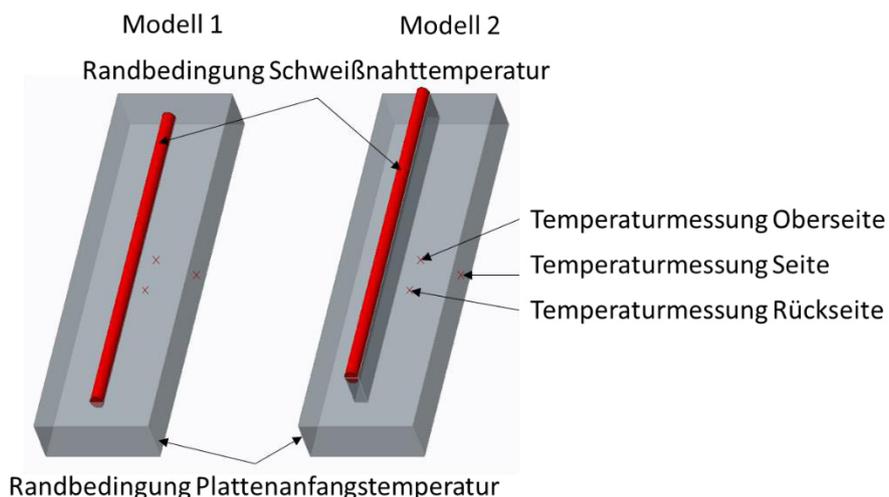


Abbildung 35: FE Modelle

Die Abmessungen der beiden Modelle wurden entsprechend der Abmessungen eines realen Bauteils (siehe folgendes Kapitel) gewählt. Die Abmessungen des Steges entsprechen 8 vorangegangenen Schweißlagen. Ziel des Modelles war es den Unterschied im Wärmetransfers zwischen der ersten und der n-ten Lage aufzuzeigen. Dazu wurde vereinfacht der Temperatúrausgleich zwischen der Schweißnaht (Randbedingung  $T \sim$  Schmelztemperatur, siehe Tabelle 1, Seite 3) und dem Substrat simuliert. Die Substrattemperatur wurde mit der Ausgangstemperatur der Messungen festgelegt um die Temperaturverläufe vergleichen zu können. Für diese Simulation wurden eine Reihe von Vereinfachungen getroffen: keine Materialübergänge und Umwandlungen, kein Wärmeaustausch mit der Umgebung sowie keine Wärmeeinbringung durch den Strahl (eigentlicher Schweißvorgang).

### 3.4 Temperaturmessungen während des Schweißvorgangs

Für die Validierung der Simulation wurde an 3 Positionen mit Thermoelementen Typ K die Plattentemperatur für jeweils 60 Sekunden gemessen. Für die Simulation wurde die Platte als isoliert betrachtet. Aus diesem Grund wurde auch das Substrat mithilfe von Keramikbauteilen thermisch sowie elektrisch gegenüber der Spannvorrichtung isoliert.

Die Positionen der 3 Thermoelemente sind identisch mit der Position aus der FE Simulation (siehe Abbildung 35 und Abbildung 36), jeweils längsseitig in Plattenmitte.

Die Temperaturen wurden für insgesamt 9 Lagen gemessen, wobei zwischen Lage 8 und Lage 9 eine längere Abkühlphase erfolgte. Somit wurde die erste und die 9. Lage bei einer Substrattemperatur von ca. 50°C geschweißt. Bis zur 8. Lage waren nur kurze Wartezeiten zwischen den einzelnen Lagen, die sich aufgrund der Anpassungen des CNC Programms ergaben.

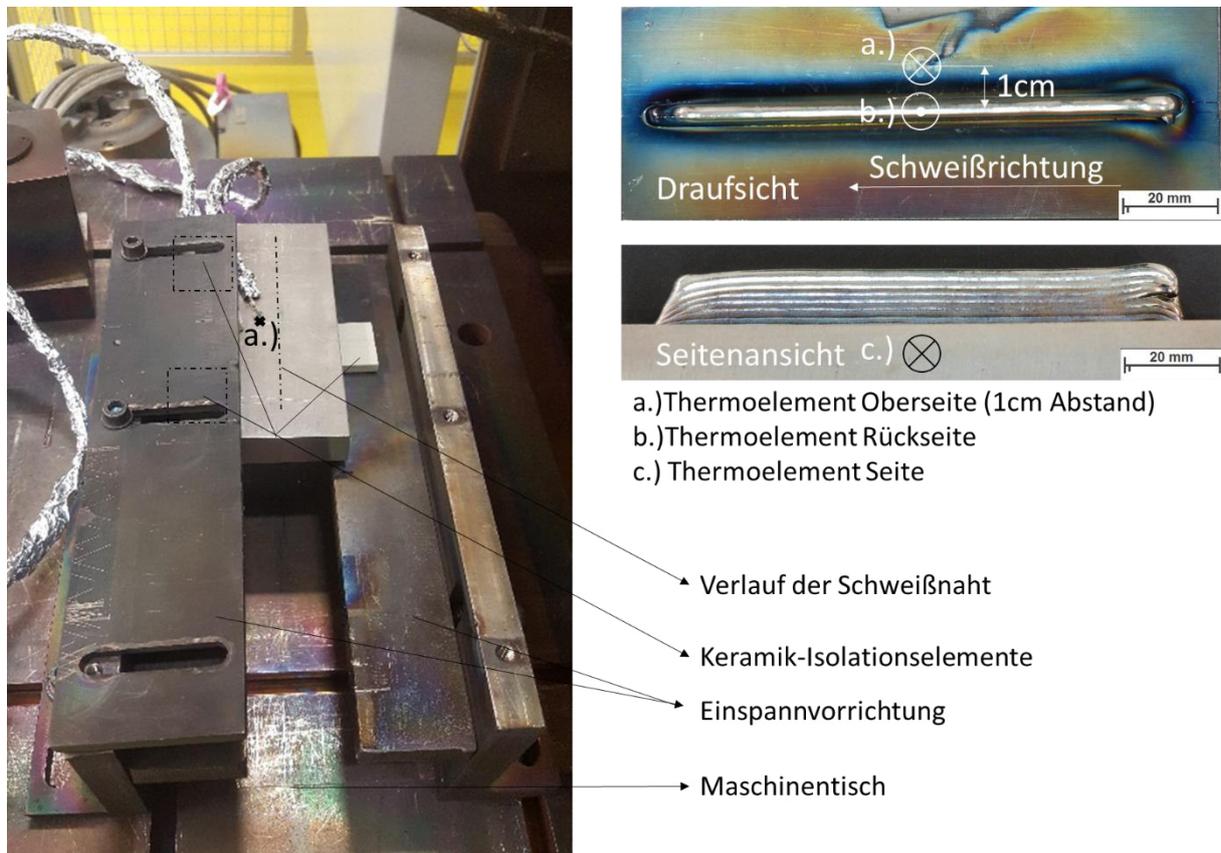


Abbildung 36: (links) Versuchsaufbau Temperaturmessung und (rechts) fertiges Teststück

### 3.5 Wärmebehandlungen

Die Wärmebehandlungen erfolgten bei zwei verschiedenen Temperaturen im vorgeheizten Ofen. Für den Schutz gegen Oxidation wurden weiteren Maßnahmen getroffen. Es wird angenommen, dass für die Zug- sowie Kerbschlagbiegeproben die Oxidationsschicht bzw. „ $\alpha$ -case“ vollständig bei der spanenden Probenfertigung entfernt wird und somit keine Beeinflussung vorliegt. In Tabelle 16 sind die durchgeführten Wärmebehandlungen beschrieben.

Tabelle 16: Wärmebehandlungen [6, 14]

Bezeichnung	Ofentemperatur	Abkühlung	Haltezeit	Ziel
WBH 1	710°C	Luft	120 Minuten	Weichglühen
WBH 2 Luftabkühlung	1050°C	Luft	20 Minuten	Glühen im $\beta$ -Bereich
WBH 2 Ofenabkühlung	1050°C	Ofen	20 Minuten	Glühen im $\beta$ -Bereich

### 3.6 Untersuchung der mechanischen Kennwerte

Alle Proben wurden mit demselben Parameter-Set hergestellt (siehe Kapitel 3.2.3, Seite 45). Die Durchführung der einzelnen Tests erfolgte ausschließlich bei Raumtemperatur. Tabelle 17 zeigt eine Übersicht über alle Untersuchungen der mechanischen Kennwerte:

Tabelle 17: Probenübersicht

Untersuchung verwendete Anlagen	Probenart	Probendetails
Zugversuch Zwick RMC 100	DIN 50125-C 6x30	„as built“ – Längsrichtung
		WBH 1 – Längsrichtung
Kerbschlagbiegeversuch	EN ISO 148-1 Charpy V-Kerb Normalprobe (10 / 10 / 55 mm)	„as built“ – Längsrichtung
		WBH 1 – Längsrichtung
		„as built“ – Querrichtung
		WBH 1 – Querrichtung
Härteprüfung EMCO-Test M1C 010	EN ISO 6507 HV 0,5	„as built“: Höhenverlauf und Mapping
		WBH 1 Luftabkühlung: Höhenverlauf
		WBH 2 Luftabkühlung: Höhenverlauf
		WBH 2 Ofenabkühlung: Höhenverlauf

### 3.6.1 Probenentnahme für den Zugversuch

Für die Zugproben wurden Volumen mit 10 Lagen x 5 Nähten nebeneinander erstellt. Die Abmessungen des geschweißten Volumens betragen: Breite= 20 mm, Länge= 120 mm und Höhe = 17 mm. Die Herstellung erfolgte mit symmetrischem Lageraufbau (siehe Abbildung 55, Seite 62). Abbildung 37 zeigt Fotos der Volumen und in Abbildung 38 sind die Probenabmessungen gemäß DIN 50125 – C6 x 30 zu sehen. [55]

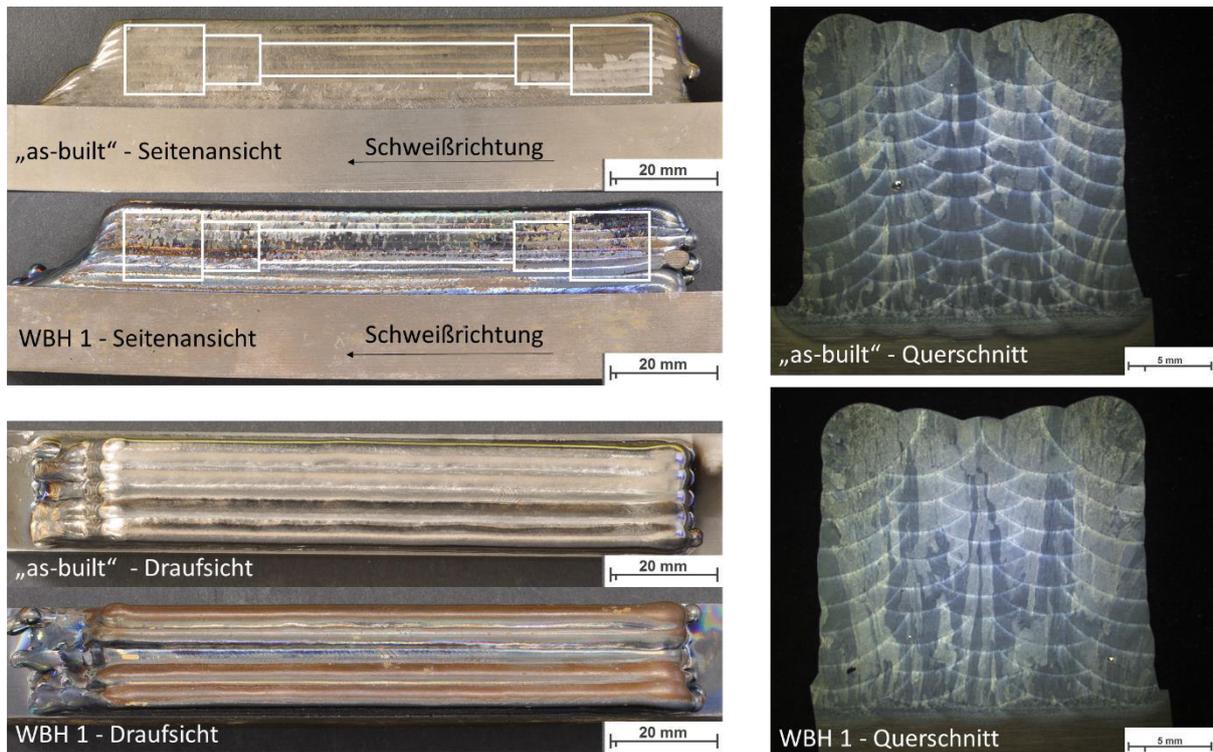


Abbildung 37: Zugproben „as built“ und WBH 1

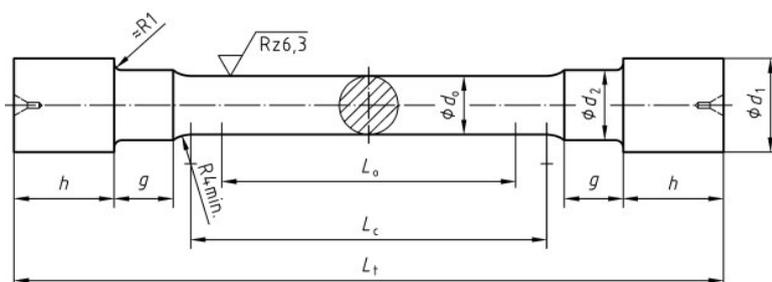
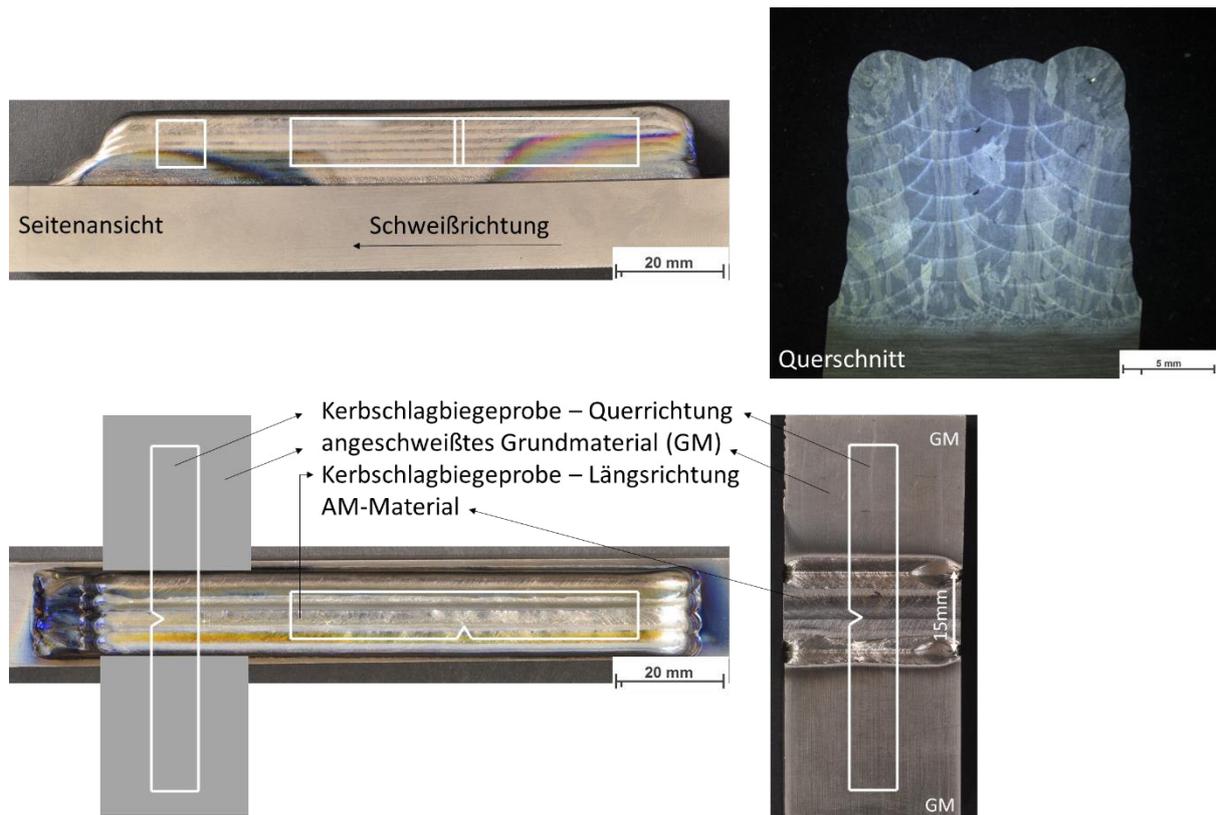


Abbildung 38: Abmessungen Zugproben nach [55]

Maß	Abmessung [mm]
<b>h</b>	11
<b>g</b>	6
<b>L<sub>0</sub></b>	30
<b>L<sub>c</sub></b>	≥36
<b>L<sub>t</sub></b>	≥80
<b>d<sub>0</sub></b>	6
<b>d<sub>1</sub></b>	16
<b>d<sub>2</sub></b>	8

### 3.6.2 Probenentnahme für die Kerbschlagbiegeprüfung

Die Kerbschlagbiegeproben wurden aus Volumen mit 8 Lagen und 4 Nähten nebeneinander gewonnen. Die Abbildung 39 zeigt die Probenentnahme für die Kerbschlagbiegeversuchsproben. Insgesamt wurden vier Kerbschlagbiegeproben gefertigt und erprobt: „as built“ und WBH 1 (jeweils längs und quer zur Schweißrichtung). Weitere Details zu den Proben sowie zur Prüfung sind in der Norm ISO 148-1 zu finden. [56]



**Abbildung 39: Probenentnahme Kerbschlagbiegeproben (Längs- bzw. Querproben)**

Um den Materialeinsatz sowie den Arbeitsaufwand gering zu halten, wurden die Proben quer zur Schweißrichtung aus mehreren Stücken zusammengesetzt. Dabei wurden zwei Grundmaterialstücke an beide Seiten der Probe aus dem AM-Material angeschweißt. Die Schweißung erfolgte in der Elektronenstrahl-Schweißmaschine mit folgenden Parametern:  $v_s=9\text{mm/s}$ ,  $I_s=37\text{mA}$ ,  $U_B=90\text{kV}$ . Aufgrund der Charakteristiken des Elektronenstrahlschweiß-Prozesses (siehe Kapitel 2.2.1, Seite 12) wird davon ausgegangen, dass die Lage des Kerbs und somit die Bruchzone außerhalb der WEZ liegen und somit kein Einfluss der Schweißungen auf die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs vorliegt.

# 4 Ergebnisse

## 4.1 Einzelnähte

Die Einzelheiten der Versuchspläne sowie die Beweggründe für die gewählten Größen wurden bereits im Kapitel 3.2, ab Seite 40, beschrieben. Der erste Versuchsplan, welcher ein großes Parametergebiet mit den Faktoren E, P und  $v_D / v_S$  beinhaltete, konnte nicht signifikant ausgewertet werden, da die Faktoren zueinander Abhängigkeiten zeigen. Grundsätzliche Beobachtungen bei der Auswertung dieses Versuchsplans sind:

- Größtenteils gutes Nahtaussehen für Nähte wo die Nahthöhe im Bereich der Drahtzuführhöhe oder darüberliegt.
- Bei allen Nähten gibt es am Schweißnahtende eine Einbrandkerbe, welche mit steigender Leistung ausgeprägter ist. (siehe Abbildung 40)

Versuchsplan zwei und drei wurden schließlich abgeleitet von subjektiv guten Nähten aus diesem Versuchsplan. Die detaillierte Auswertung dieser Versuche findet sich im folgenden Kapitel sowie im Anhang ab Seite 98

Der Anfang sowie das Ende des Schweißprozesses führt zu instationären Zuständen, welche durch die thermische Trägheit- sowie Massenträgheit bestimmt sind. Dies führt bei Einzelnähten zu einer Einbrandkerbe am Nahtende und einer Nahtüberhöhung sowie Nahtverbreiterung am Nahtanfang (siehe Abbildung 40). Die Messungen von Höhe bzw. Breite erfolgen aus diesem Grund immer im stationären Bereich, längsseitig in Nahtmitte.

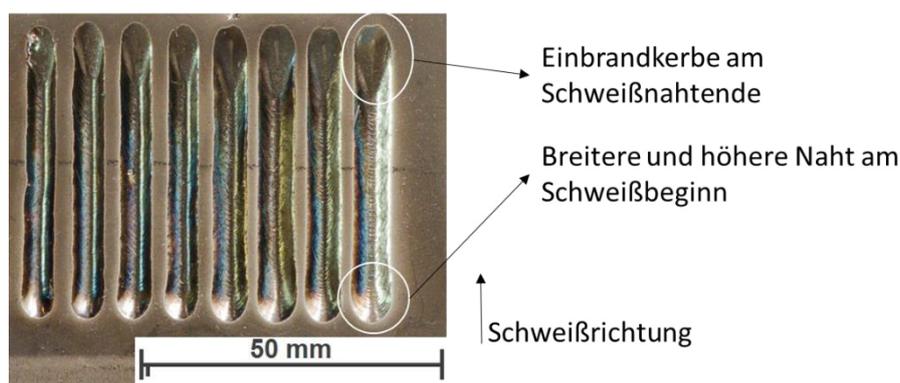


Abbildung 40: Nahtüberhöhung und Einbrandkerbe bei Einzelnähten (Bild zeigt Nähte von Versuchsplan 2)

#### 4.1.1 Zusammenhang Nahtgeometrie und Parameter

Alle Versuchspläne in diesem Kapitel wurden aufgrund der Verfügbarkeit mit TiAl6V4 Schweißdraht auf Titan Grade 2 Substrat durchgeführt.

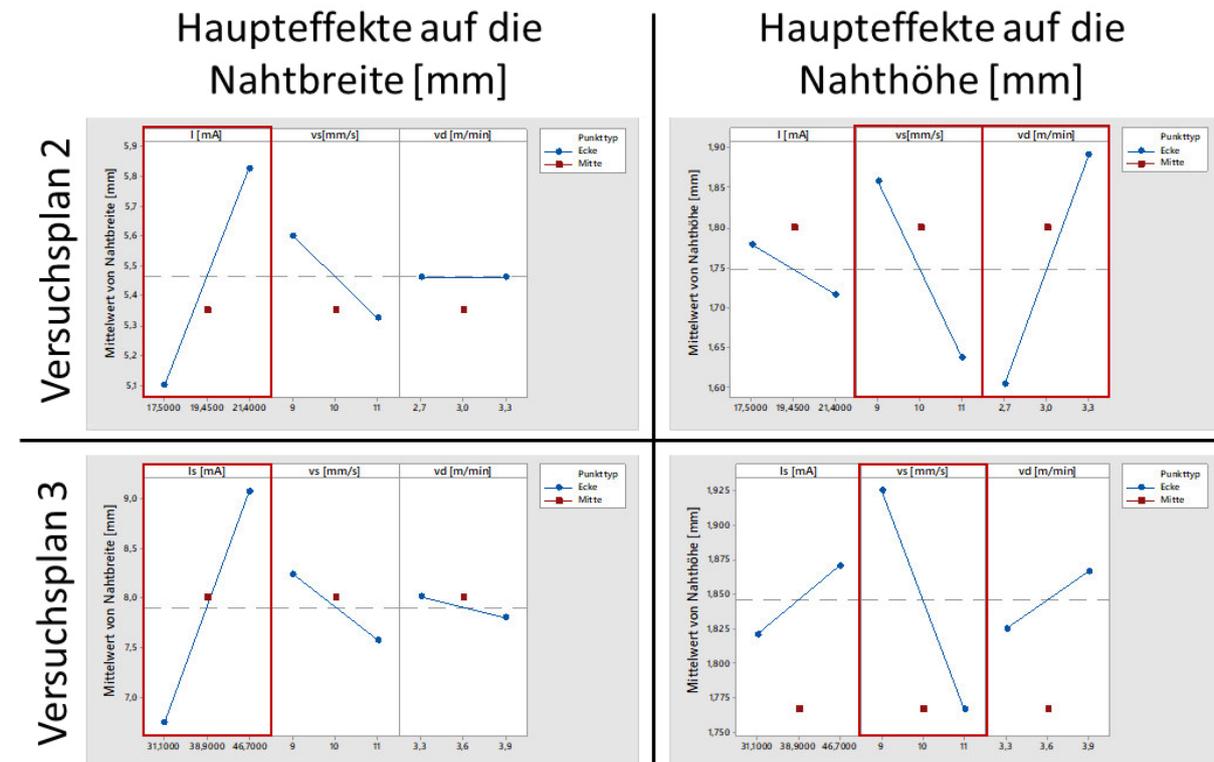


Abbildung 41: Statistische Auswertung der Versuchspläne 2 und 3, Einflüsse auf Nahtbreite und Nahthöhe (signifikante sind rot umrandet) • Zentralpunkt aus Versuchsplan 1 • Eckpunkte des Versuchsplans

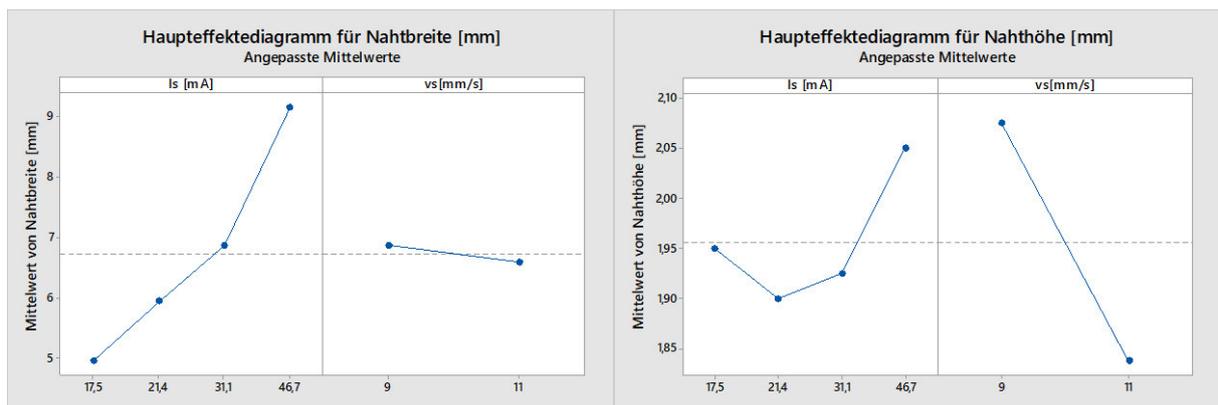
In Abbildung 41 links sind die Haupteffekte auf die **Nahtbreite** zu sehen. Einen signifikanten und großen Einfluss auf die Nahtbreite hat der Strahlstrom. Mit steigendem **Strom  $I_s$**  nimmt die Breite zu. Einen kleineren Einfluss auf die Nahtbreite hat die **Schweißgeschwindigkeit  $v_s$** . Mit steigender Geschwindigkeit, also mit fallender Streckenenergie nimmt die Nahtbreite ab. Auf die Breite hat die Höhe des **Drahtvorschubs  $v_D$**  keinen maßgeblichen Einfluss.

Abbildung 41 rechts zeigt die Einflüsse auf die **Nahthöhe**. Der Einfluss vom **Strahlstrom  $I_s$**  auf die Höhe ist nicht signifikant, vom Parametergebiet abhängig und bewegt sich in einer Bandbreite von 0,05mm. Für beide Versuchspläne bewirkt eine niedrigere **Schweißgeschwindigkeit  $v_s$**  eine signifikant höhere Schweißnaht. Des Weiteren kann die Schweißnahthöhe auch durch einen höheren **Drahtvorschub  $v_D$**  gesteigert werden.

Insgesamt wurde beobachtet, dass für die Versuche die Spannweite für die Höhenwerte im Zehntel-Millimeterbereich liegt und die Spannweite für die Breite im Millimeterbereich. Alle Tendenzen, außer dem Einfluss des Strahlstromes auf die Nahthöhe von Versuchsplan 3, stimmen mit den Verläufen aus

der Literatur bzw. mit Abbildung 26 von Seite 30 überein. [39] Der Unterschied zwischen Literatur und Ergebnissen ist vermutlich dadurch erklärbar, dass dieser Einfluss vom Parametergebiet abhängig ist und die Schwankungsbreite mit 0,05 mm sehr gering ist und im Bereich der Messunsicherheit liegt.

Die Parameter können nicht unabhängig voneinander beliebig verändert werden, da die Abschmelzleistung für eine gewisse Streckenenergie begrenzt ist. Für eine gleichbleibende Abschmelzleistung ( $v_D = \text{konstant}$ ), welche für alle anderen Parametervariationen einen stabilen Prozess ergibt, wurden folgende Zusammenhänge ermittelt:



**Abbildung 42: Zusammenfassung von Versuchsplan 2 und 3 für konstante Abschmelzleistung. (links) Einflüsse auf die Nahtbreite und (rechts) Einflüsse auf die Nahthöhe**

Der Strahlstrom hat einen großen und annähernd linearen Einfluss auf die Nahtbreite (siehe Abbildung 42 links). Die Effekte auf die Nahthöhe sind schwieriger zu beschreiben bzw. voraussagen (siehe Abbildung 42, 3. v. links), da sie eine kleine Schwankungsbreite besitzen, welche im Bereich der Messunsicherheit des verwendeten Messmittels (Messschieber) liegen. Die Schweißgeschwindigkeit hat einen sehr geringen Einfluss auf die Nahtbreite, jedoch einen Einfluss auf die Nahthöhe (siehe Abbildung 42, 2. bzw. 4. v. links). Die detaillierten Auswertungen der Versuchspläne sowie die Pareto-Diagramme dazu finden sich im Anhang ab Seite 98. Die Zusammenfassung aller signifikanten Haupteffekte auf Nahtbreite und Nahthöhe sind in Tabelle 18 zu sehen:

**Tabelle 18: Zusammenfassung Einflussparameter**

	Nahthöhe	Nahtbreite	instationärer Bereich
Strom $I_s$ ↑:	(8)	↑ <sup>(9)</sup>	↑ <sup>(10)</sup>
Schweißgeschwindigkeit $v_s$ ↑:	↓ <sup>(11)</sup>	↓ <sup>(12)</sup>	(8)
Drahtgeschwindigkeit $v_D$ ↑:	↑ <sup>(11)</sup>	(8)	(8)

<sup>8</sup> Keine signifikante Auswertung bzw. sehr kleine Streuungen der Zielgröße

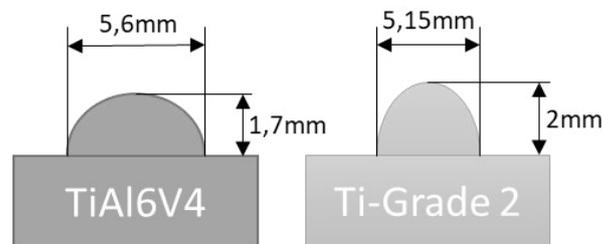
<sup>9</sup> Signifikant für die Versuchspläne 2 und 3

<sup>10</sup> Subjektiv bzw. nicht statistisch ausgewertet

<sup>11</sup> Signifikant für Versuchsplan 2

<sup>12</sup> Kein signifikantes Ergebnis, aber tendenziell in Diagramm sichtbar

Alle mehrlagigen weiterfolgenden Untersuchungen werden für TiAl6V4 Schweißdraht auf TiAl6V4 Substrat gemacht. Auf eine Wiederholung der gesamten Versuchspläne mit dem TiAl6V4 Substrat wurde verzichtet. Die Abbildung 43 zeigt den Unterschied zwischen den beiden Substrattypen anhand der Basiseinstellung ( $I_s = 17,5 \text{ mA}$ ;  $v_s = 9 \text{ mm/s}$ ;  $v_D = 3,3 \text{ m/min}$ ), welche für nahezu alle weiteren Untersuchungen diente:



**Abbildung 43: Einfluss des Substrattyps auf die Geometrie für die Einstellung A:  $I_s = 17,5 \text{ mA}$ ;  $v_s = 9 \text{ mm/s}$ ;  $v_D = 3,3 \text{ m/min}$**

Bei gleichen Parametern ist eine Naht auf TiAl6V4-Substrat breiter und weniger hoch als auf Titan Grade 2. Der maßgebliche Unterschied zwischen beiden Materialien liegt in der Wärmeleitung. Titan Grade 2 bzw. Reintitan besitzt eine ca. 3-mal höhere Wärmeleitung als TiAl6V4 (siehe Tabelle 3, Seite 7). Dies hat den ähnlichen Effekt wie eine höhere Leistung, da bei TiAl6V4 weniger Wärme während des Schweißprozesses durch Wärmeleitung im Substrat von der Schweißzone abgeführt wird.

#### 4.1.2 Aufmischungsgrad

Der Aufmischungsgrad wurde über die Flächenverhältnisse am Mikroskop gemessen (siehe Abbildung 44). In Kapitel 2.2.3, ab Seite 16 ist die Definition des Aufmischungsgrades sowie die verwendete Formel beschrieben. In Tabelle 19 sind die für einen halbfaktoriellen Versuchsplan ermittelten Aufmischungsgrade abgebildet:

Tabelle 19: Aufmischungsgrad abhängig von Strom ( $I_s$ ), Schweißgeschwindigkeit ( $v_s$ ) und Drahtvorschub ( $v_D$ )

	$I_s$ [mA]	$v_s$ [mm/s]	$v_D$ [m/min]	Aufmischung [%]
a.)	17,5	11	2,7	45
b.)	21,4	11	3,3	45
c.)	21,4	9	2,7	52
d.)	17,5	9	3,3	28

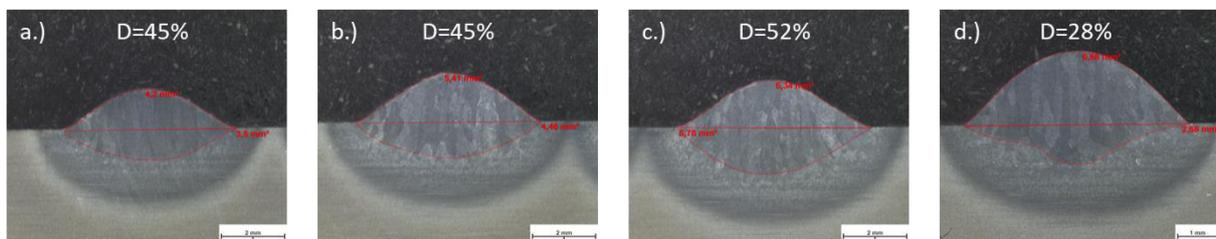


Abbildung 44: Parameterabhängiger Aufmischungsgrad (Parameter siehe Tabelle 19)

Für diesen halbfaktoriellen Versuchsplan ergeben sich folgende Haupteinflüsse für die Aufmischung:

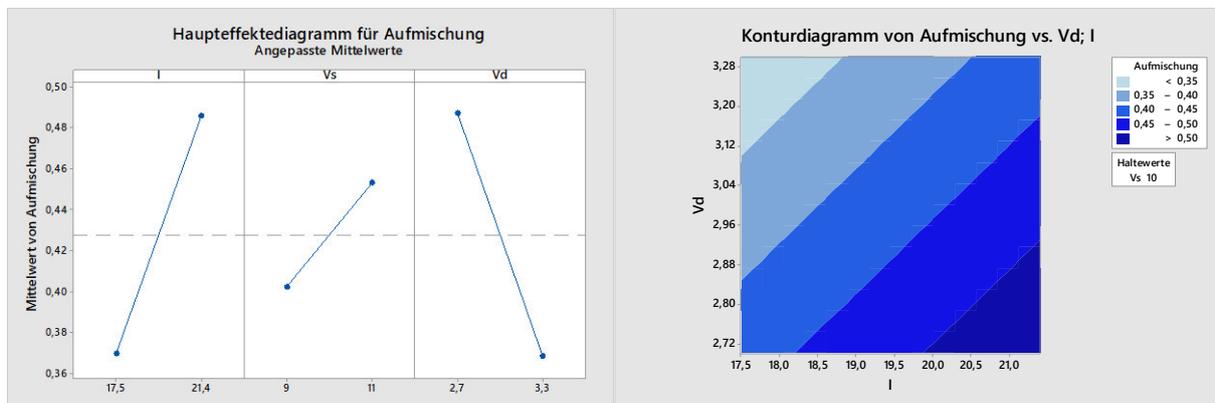


Abbildung 45: Haupteffektdiagramm, Konturdiagramm Aufmischungsgrad

Der Aufmischungsgrad hängt im Wesentlichen vom Verhältnis der Drahtmenge zu Strahlstrom (Strahlleistung) ab. Der höchste Wert (100%) wird per Definition beim Schweißen ohne Draht erreicht. Das jeweilige Minimum liegt vor, wenn für die eingestellte Streckenenergie die maximal mögliche Menge an Draht zugeführt wird. Die Einstellung d (siehe Abbildung 44 und Tabelle 19) zeigt den geringsten Aufmischungsgrad in diesem Versuchsplan, aus diesem Grund und durch das hohe Nahthöhe zu Nahtbreite Verhältnis wurde diese Einstellung auch als Basis für die weiteren Untersuchungen verwendet (vergleiche Kapitel 3.2.3, Seite 45).

## 4.2 Aufbauten und Fertigungstechnologie

### 4.2.1 Einspurige Aufbauten, Höhenzunahme

Für einspurige Aufbauten wurden unterschiedliche Versuche mit der Basiseinstellung durchgeführt, die sich jedoch bezüglich Wartezeiten sowie auch geringfügig durch die lagenabhängige Leistungsanpassung unterscheiden. Die für die Abbildung 46 verwendeten Parameter sind in Kapitel 3.2.3 auf Seite 45 erläutert.

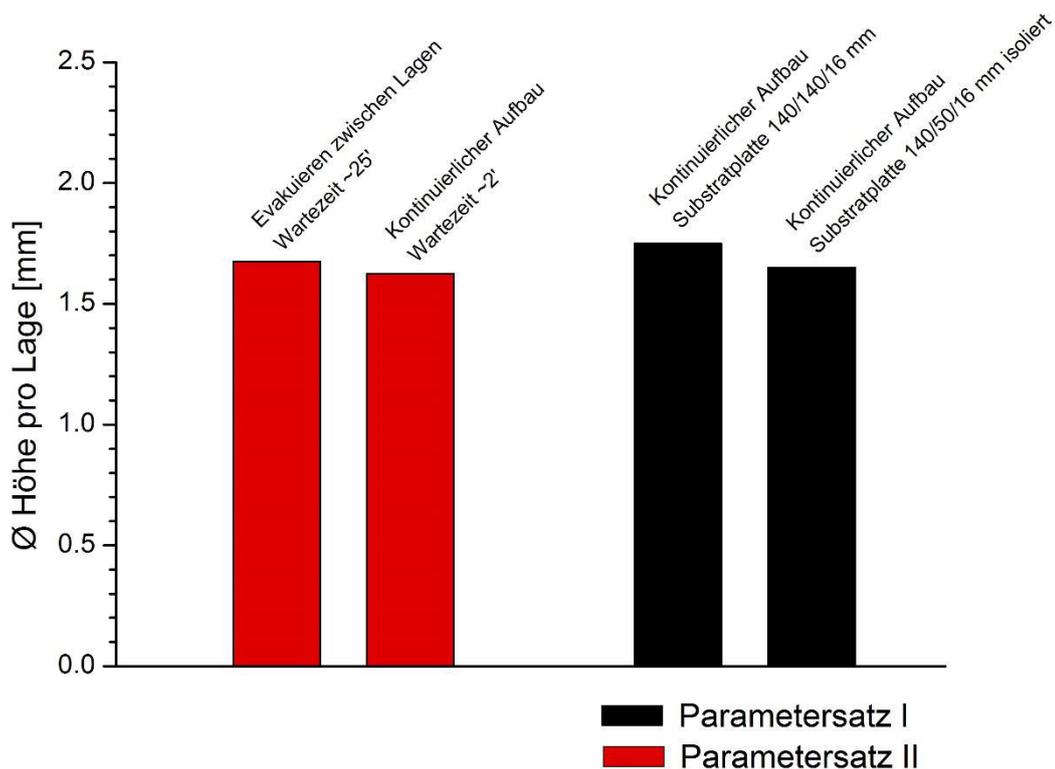
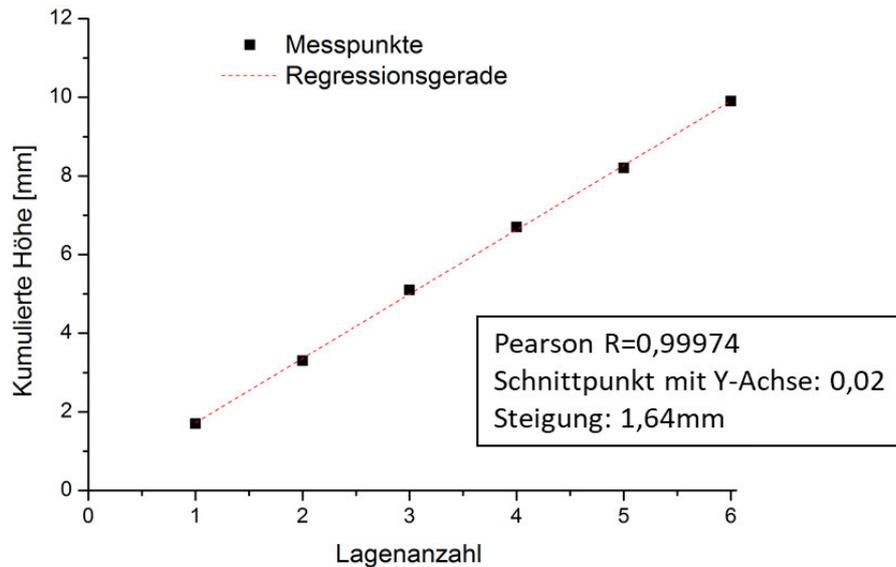


Abbildung 46: Unterschiede in der durchschnittlichen Nahthöhe

Abbildung 46 links zeigt den Einfluss verschiedener Wartezeiten. Beim 1. Versuch wurde zwischen jeder Schweißlage die Kammer geflutet, die Höhe gemessen und wieder evakuiert. Es wird davon ausgegangen, dass die Zwischenlagentemperatur (bzw. Substrattemperatur) bei der längeren Wartezeit niedriger ist, da mehr Wärme abgeleitet wird. Abbildung 47 zeigt den gemessenen Höhenverlauf vom 1. Versuch.

Eine kleinere und mit Keramikelementen thermisch isolierte Platte führt zu einer höheren Zwischenlagentemperatur, als die große Platte mit ungehinderter Wärmeableitung in die Aufspanvorrichtung (siehe Abbildung 46 rechts).

Die größere höhenabhängige Leistungsanpassung von Parametersatz I bewirkt eine größere durchschnittliche Lagenhöhe im Vergleich zu Parametersatz II.

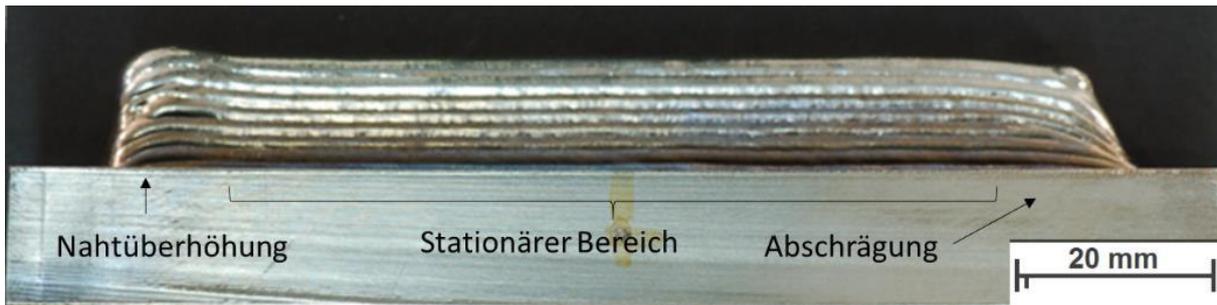


**Abbildung 47: Lineare Höhenzunahme, Parametersatz I**

Folgende Erkenntnisse wurden aus den Versuchen zu einspurigen Versuchen gewonnen:

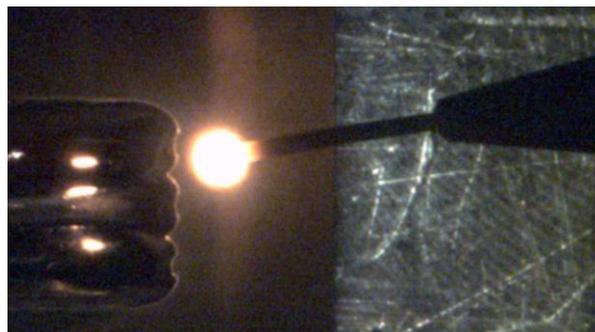
- Mit steigender Zwischenlagentemperatur sinkt die durchschnittliche Nahthöhe. Die Differenz in der durchschnittlichen Nahthöhe zwischen Maximum und Minimum liegt im Bereich von 0,1mm.
- Es ist für die Basiseinstellung notwendig, aufgrund der verschlechterten Wärmeableitung mit zunehmender Höhe die Leistung zu verringern.
- Diese Leistungsverringerung bewirkt, dass die Nähte geringfügig schmaler und höher werden. (siehe Kapitel 4.1.1, Seite 52)
- Für die Herstellung von Blöcken und Wänden in dieser Arbeit wurde die Z-Achse nach jeder Lage um 1,7mm verstellt. Der Abstand für einen kontinuierlichen Werkstoffübergang ist im Bereich der Nahthöhe bis ca. 4mm über der Platte (siehe Kapitel 2.2.2, ab Seite 14). Somit gibt es ein Toleranzfeld im Millimeter-Bereich, für die Genauigkeit mit der die Z-achse nach jeder Lage verstellt wird, bei dem ein gutes Nahtaussehen erreicht werden kann. Der nahezu lineare Verlauf ( $R \sim 1$ , siehe Abbildung 47) ermöglicht das Schweißen von mehreren Lagen ohne die Kammer zu öffnen.

Die Höhenmessungen zuvor erfolgten alle in der Mitte der einspurigen Wand. Der Effekt der Nahtüberhöhung am Nahtanfang und der Einbrandkerbe bei Einzelnähten hat bei mehrlagigen Wänden zur Folge, dass die Wände am Anfang geringfügig höher sind und am Ende abgeschrägt (siehe Abbildung 48).



**Abbildung 48: Nahtüberhöhung am Anfang und Abschrägung am Ende bei mehrlagigen Wänden, Seitensicht 9-lagige Wand**

Diese Charakteristik setzt sich mit steigender Nahtanzahl fort und beeinflusst sich gegenseitig, da die Einbrandkerbe am Nahtende zu einem veränderten Werkstoffübergang führt. Der Grund dieser Veränderung ist, dass der Abstand zwischen Draht und Werkstück bei der Abschrägung größer wird und dadurch kein kontinuierlicher „liquid-metal-bridge“ Materialübergang mehr möglich ist. Dieser veränderte Werkstoffübergang äußert sich in Form eines anhaftenden Tropfens am Draht (siehe Abbildung 49), der erstarrt und bei der nächsten Naht zu einem Materialüberschuss am Nahtanfang führt.



**Abbildung 49: Anhaftender Tropfen an der Drahtspitze durch veränderten Werkstoffübergang am Schweißnahtende**

### **Ergebnisse FE Simulation und Validierung mit der Messung:**

Die vollständige grafische Aufbereitung der Messdaten befindet sich im Anhang. An dieser Stelle werden nur die Ergebnisse für die 1. und letzte (9.) Lage betrachtet. Zu beachten ist, dass die gemessenen Werte nicht mit dem Schweißbeginn synchronisiert werden konnten. Manuelle Zeitmessungen zeigten jedoch, dass der Schweißbeginn ohne nennenswerte Zeitverzögerung mit dem ersten Anstieg der Temperaturmessung an der Oberseite übereinstimmt sowie die Schweißnahtmitte exakt beim linken lokalen Maximum der grünen Messlinie (Thermoelement 1cm neben der Nahtoberseite) liegt. Dieses lokale Maximum zum Zeitpunkt  $t^*$  zeigt einen direkten Strahlungseinfluss, des am Thermoelement vorbeiziehenden Elektronenstrahls. Der Beginn der Temperaturlausgleichs-Simulation wurde auf den Mittelpunkt der Schweißung ( $t^*$ ) synchronisiert (siehe Abbildung 50). Zu diesem Zeitpunkt (Simulationsbeginn) beträgt die Temperatur in der simulierten Schweißnaht der festgelegten Randbedingung (Schmelztemperatur) und die Schweißzone während der Messung befindet sich exakt in Plattenmitte auf Höhe der Thermoelemente. Die Schweißzeit für eine Lage beträgt 13,4 Sekunden.

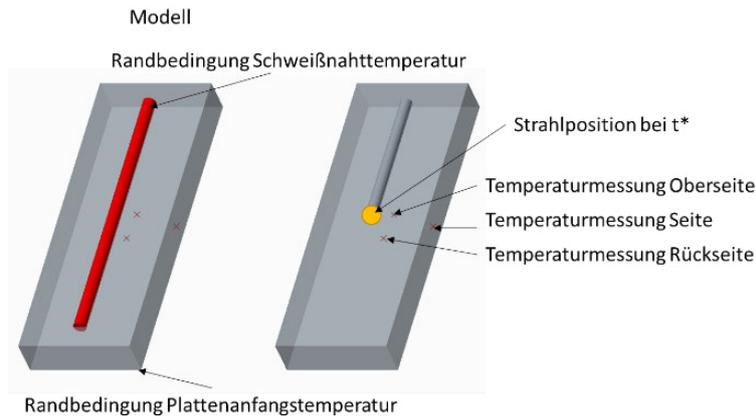


Abbildung 50: Synchronisierung Simulation und Temperaturmessung

Die Abbildung 51 zeigt den Temperaturverlauf für die erste und 9. Lage. Nach der Lage 8 wurde die Probe auf die Ausgangstemperatur von Lage 1 abgekühlt.

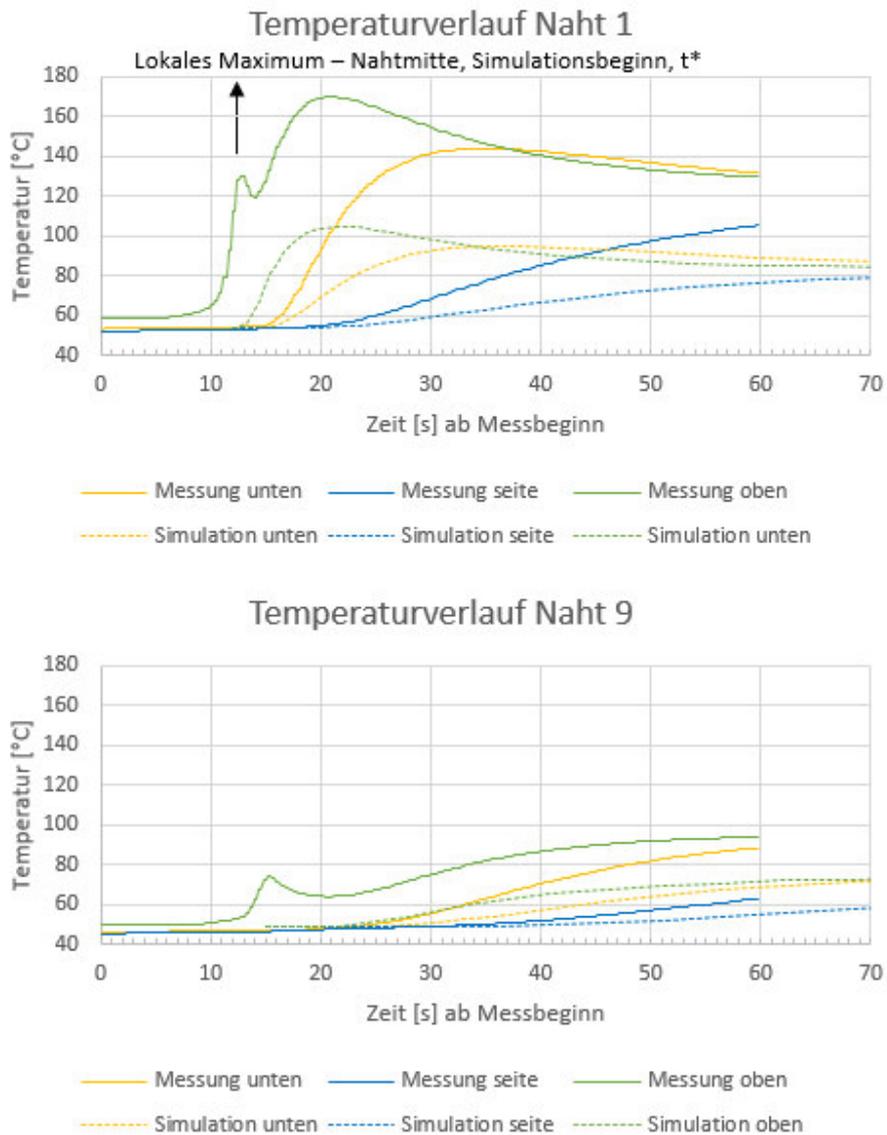


Abbildung 51: Messung und Simulation. (oben) Naht 1 und (unten) Naht 9

## Ergebnisse Temperaturmessung:

Der gesamte gemessene Temperaturverlauf für die Nähte 1-8 in Abbildung 52 sieht folgendermaßen aus:

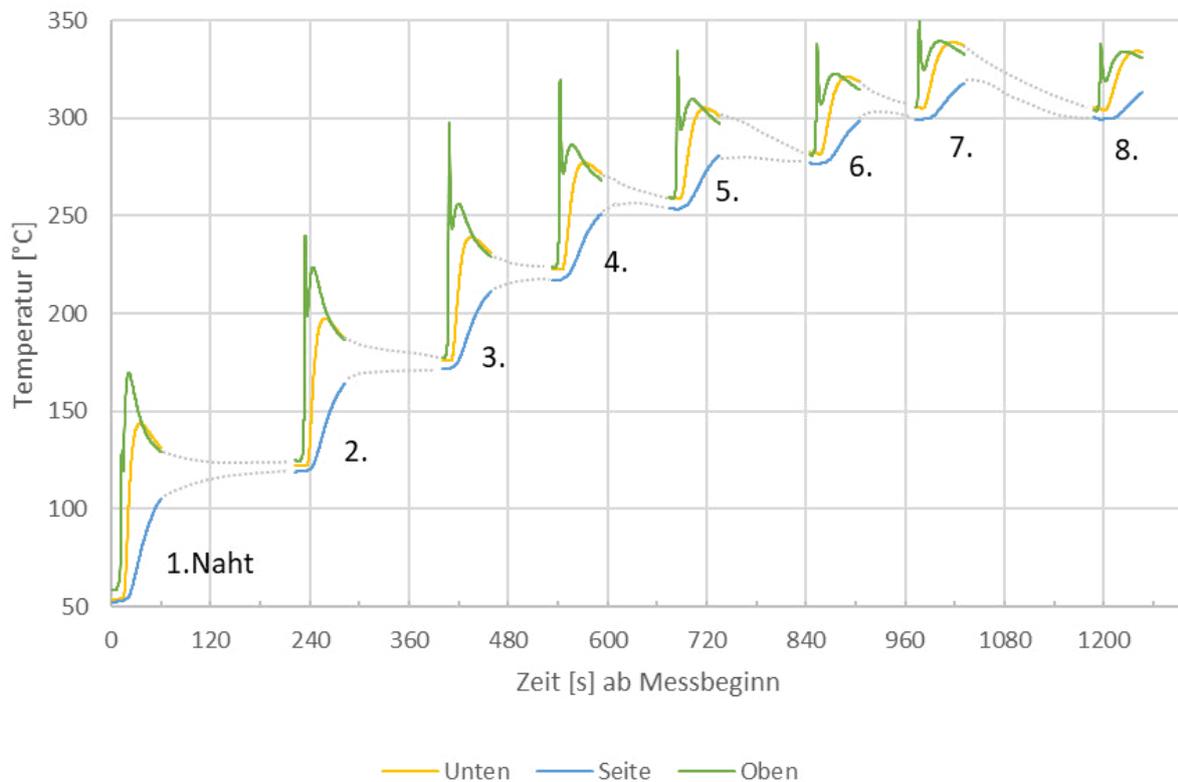


Abbildung 52: Gemessener Temperaturverlauf Naht 1-8

Folgende Erkenntnisse können aus Messung und Simulation gewonnen werden:

- Eine direkte Temperaturmessung auf der Schweißnahtoberfläche (Zwischenlagentemperatur) wurde nicht durchgeführt. Die Zeitspanne zwischen den Schweißungen lag im Bereich von 1-3 Minuten. Am Messbeginn liegen die Temperaturen an den unterschiedlichen Bereichen sehr nahe beieinander. Aus diesem Grund wird davon ausgegangen, dass die Zeitspanne für den Temperausgleich ausreicht und somit die Zwischenlagentemperatur ca. der Plattentemperatur entspricht.
- Die Abkühlrate für die isolierte Platte im Vakuum ist sehr gering. Zwischen dem Messende von Lage 7 und dem Messbeginn von Lage 8 (Thermoelement oben) liegt eine Temperaturdifferenz von 28°C nach 155 Sekunden vor, was einer Abkühlrate von 10°C pro Minute entspricht.
- Das Temperaturniveau bei den Simulationen ist grundsätzlich niedriger. Allerdings ist der qualitative Verlauf ähnlich zu den Messdaten.
- Ab der 6. bzw. 7. Lage bleibt die Zwischenlagentemperatur relativ konstant.

#### 4.2.2 Mehrspurige Aufbauten

##### Nahtabstand:

Wie im Grundlagenteil (Kapitel 2.3.2, ab Seite 27) bereits erwähnt wurde ist ein stabiler Prozess bzw. eine daraus resultierende möglichst ebene Schweißlage nur in einer gewissen Überdeckungsbandbreite möglich. Anstatt des Nahtabstandes  $d$  (siehe Abbildung 53) kann auch das Verhältnis von Nahtabstand zu Einzelnahtbreite verwendet werden. Dieses Verhältnis wird idealerweise mit 0,74 angegeben. [42]

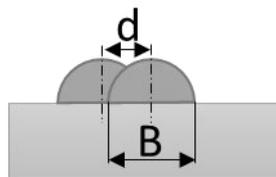


Abbildung 53: Nahtabstand Skizze

Um den optimalen Abstand zu ermitteln, wurde eine Versuchsreihe durchgeführt:

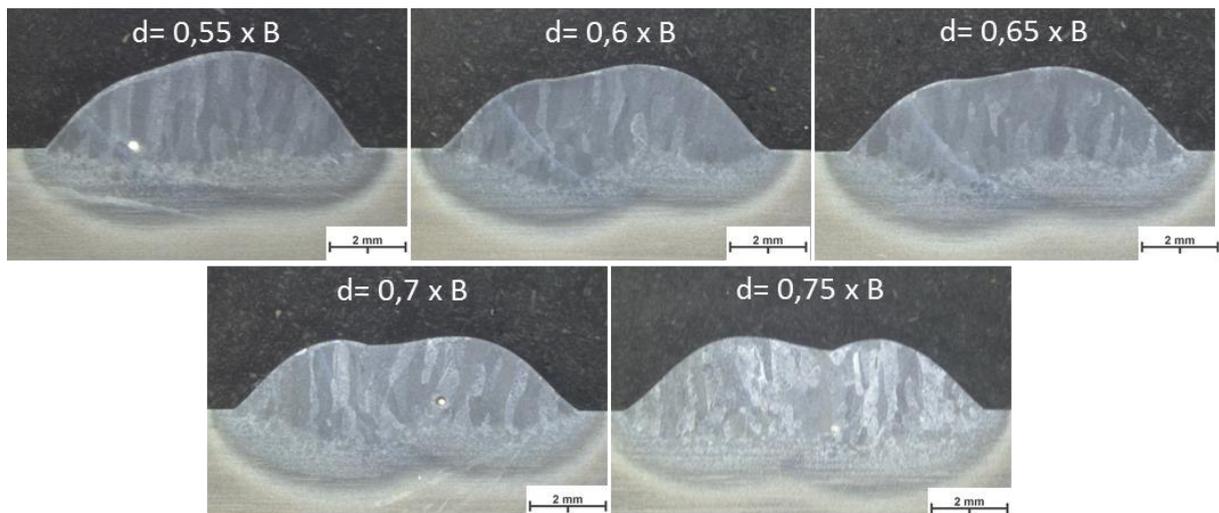
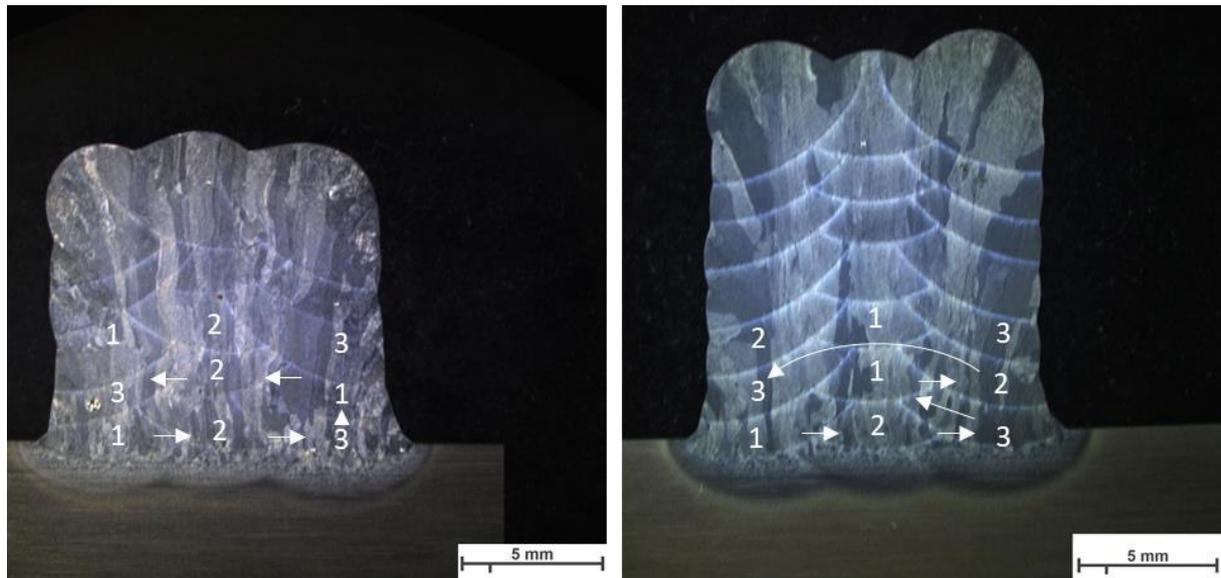


Abbildung 54: Verschiedene Nahtüberdeckungen (55-75 %)

Die Überdeckungsverhältnisse (siehe Abbildung 54) bis unterhalb von 65% zeigen eine instabile Überlappung. Die jeweils folgende Naht ist höher als die vorangegangene. Ähnlich zur Literatur liegt der ideale Abstand zwischen 70 und 75%. [42] Für die Basiseinstellung (Einzelnahtbreite = 5,6mm) wurden mit einem Abstand von 4 mm (entspricht  $\sim 72\%$  Einzelnahtbreite) gute Ergebnisse erzielt.

## Lagenaufbau:

Folgende Schweißsequenzen wurden für die unterschiedlichen Aufbauten verwendet:



**Abbildung 55: Unterschiedliche Schweißsequenzen. (links) zeilenförmig und (rechts) symmetrisch**

Anfangs wurden die Volumina mit der in Abbildung 55 links dargestellten Sequenz geschweißt. Dabei muss bei jeder neuen Lage eine Einzelnaht auf die vorangegangene Lage im Randbereich aufgebracht werden (jeweils Naht 1). Durch Ungleichmäßigkeiten in der Drahtzuführung wie z.B. unterschiedliche Drahtbiegungen und Schwingungen, stellte sich diese Naht als besonders fehleranfällig dar. Teilweise haftete der Draht außerhalb der Schweißzone am Bauteil und der Schweißprozess musste abgebrochen werden.

Bei symmetrischen Schweißlagensequenzen (siehe Abbildung 55 rechts) wird die erste Naht für eine neue Lage jeweils in der Mitte geschweißt und die Randnähte (2 bzw. 3) haben auf zumindest einer Seite eine vorgegebene Geometrie bzw. Führung durch die Mittelnah. Vorteile dieser Schweißnahtfolge sind nahezu parallele Wände sowie ein robusterer Prozess.

### 4.2.3 Fertigung von schrägen Wänden

Für EBAM gelten andere Werkstoffübergangsmechanismen wie beim Lichtbogen (siehe Kapitel 2.2.2, ab Seite 14). Untersuchungen mit verschiedenem Seitenversatz zeigten, dass die Gesetzmäßigkeiten von Abbildung 27, auf Seite 31 nicht auf dieses Verfahren übertragen werden kann.

Bei der Untersuchung zeigte sich folgendes Bild:

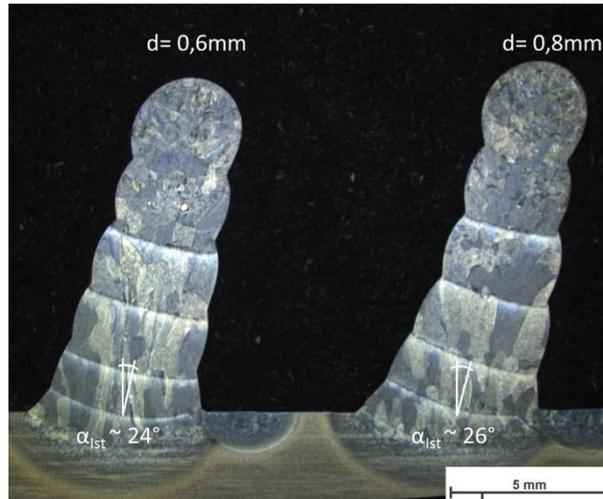


Abbildung 56: Geneigte Wände Querschnitt

Die berechneten Winkel nach der Formel in Abbildung 27 weichen von der Realität (siehe Abbildung 56) ab. Für die linke und rechte Wand betragen die errechneten Winkel  $20^\circ$  und  $30^\circ$  (zum Vergleich die gemessenen  $24^\circ$  und  $26^\circ$ , siehe Abbildung 56). Außerdem wurde beobachtet, dass für einen Seitenversatz ( $d$ ) ab ca. 1 Millimeter der Prozess nicht mehr funktioniert, da ein grobtropfiger Werkstoffübergang auf das Substrat daneben erfolgt.

### 4.3 Metallografie

In nahezu allen Querschliffen sind Poren. Dabei wurde keine besondere Präferenz bezüglich der Bereiche festgestellt, in denen sich die Poren befinden. Sie treten von der ersten bis zu letzten Lage mittig sowie im Randbereich auf und damit kann von einer homogenen Verteilung der Poren ausgegangen werden. Die Poren sind im Allgemeinen rund bzw. kugelförmig (Abbildung 57 rechts), jedoch wurden vereinzelt auch scharfkantige Poren (Abbildung 57 links) beobachtet, insbesondere in den Grenzbereichen zwischen zwei Schweißnähten.

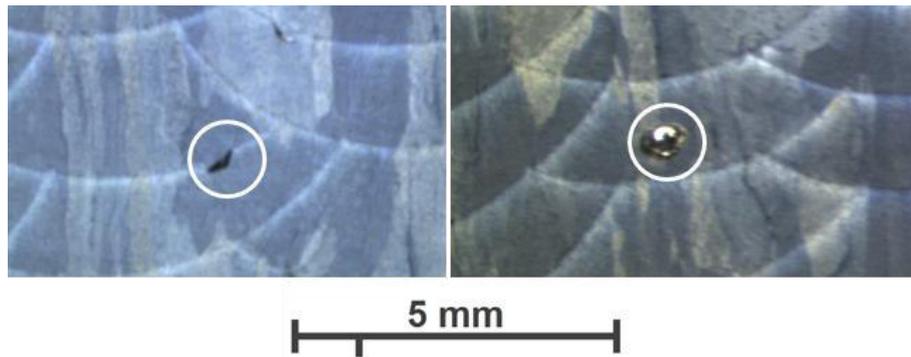


Abbildung 57: (links) Möglicher Bindefehler im Übergangsbereich und (rechts) Pore in Nahtmitte

#### 4.3.1 Makrostruktur

Die Makrostruktur ist gekennzeichnet durch säulenförmige epitaktisch erstarrte ehemalige  $\beta$ -Körner (Korngrenzen vor der  $\alpha$ - $\beta$ -Umwandlung). Diese Körner sind vorwiegend in Aufbaurichtung (Z-Richtung) orientiert und reichen teilweise über mehrere Schweißlagen sowie über die Aufschmelzzone bis in die Wärmeeinflusszone (siehe Abbildung 58, Details a-c).

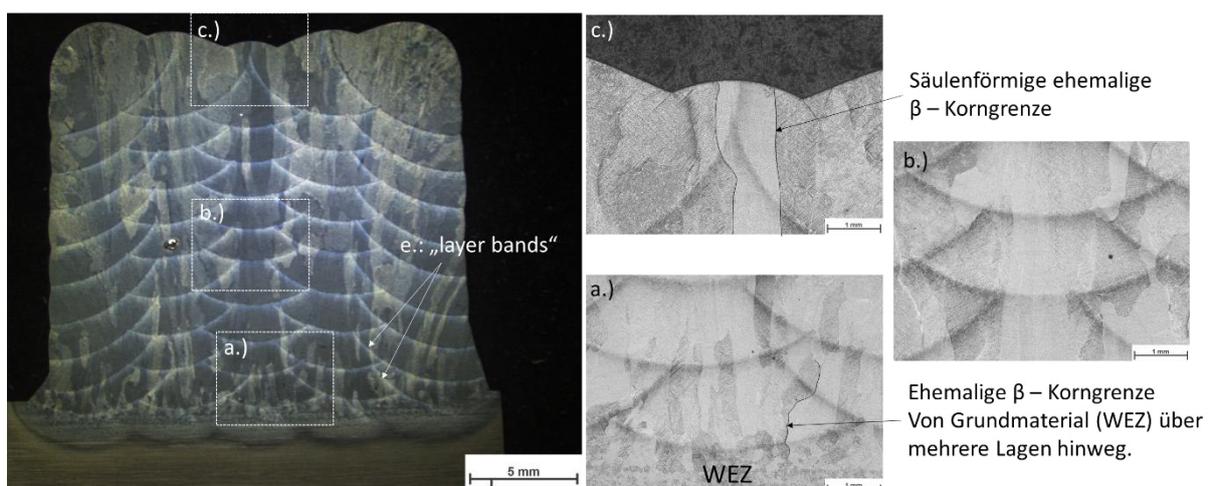


Abbildung 58: Säulenförmige Makrostruktur und "layer bands". (a.) WEZ – Substrat, (b.) Probenzentrum und (c.) letzte Lage

Die „layer bands“ (siehe Abbildung 58) fallen nicht direkt mit der Grenze zwischen 2 Schweißnähten zusammen. Die „layer bands“ sind durch Helligkeitsunterschiede erkennbar, am Stereomikroskop –

Übersichtsbild (links) helle bzw. in den Detailbildern (siehe Abbildung 58 a-c) dunkle Bänder. Der Kontrastunterschied ist mit geringfügigen Änderungen der  $\alpha$  Lamellen bezüglich Form und Größe zu erklären. Diese  $\alpha$  Lamellen Veränderung hängt zusammen mit Phasenumwandlungen durch Wiedererwärmen oder Anlassen. Für einspurige Wände sind diese Bänder horizontal bzw. senkrecht zur Aufbau- richtung stehende Linien, welche bestimmten Isothermen beim Fertigungsprozess entsprechen. [6, 57, 58]

Durch die Wärmebehandlungen im  $\beta$ -Bereich ist eine Änderung der Makrostruktur zu beobachten. Die säulenförmige Makrostruktur und „layer bands“ sind einer grobkörnigen Struktur in neuen, ehemaligen  $\beta$  – Korngrenzen gewichen. Die Korngrenzen werden dabei von Korngrenzen  $\alpha$  gebildet. Diese Struktur ist für die Ofenabkühlung (siehe Abbildung 59 rechts) eher gleichmäßig. Bei der Abkühlung an der Luft (siehe Abbildung 59 links) ist die Struktur nicht homogen und teilweise treten säulenförmige Körner auf. Die Proben zeigen bei gleicher Präparationsmethode und Ätzung deutliche Unterschiede in der Farbgebung.

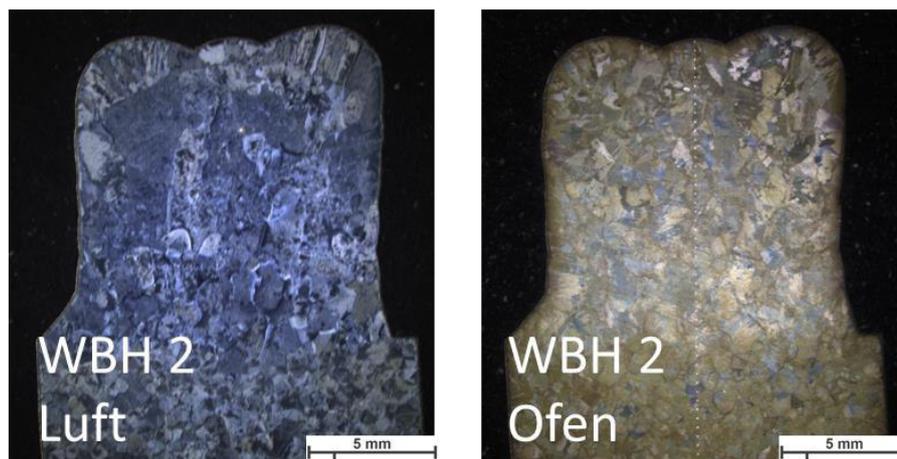
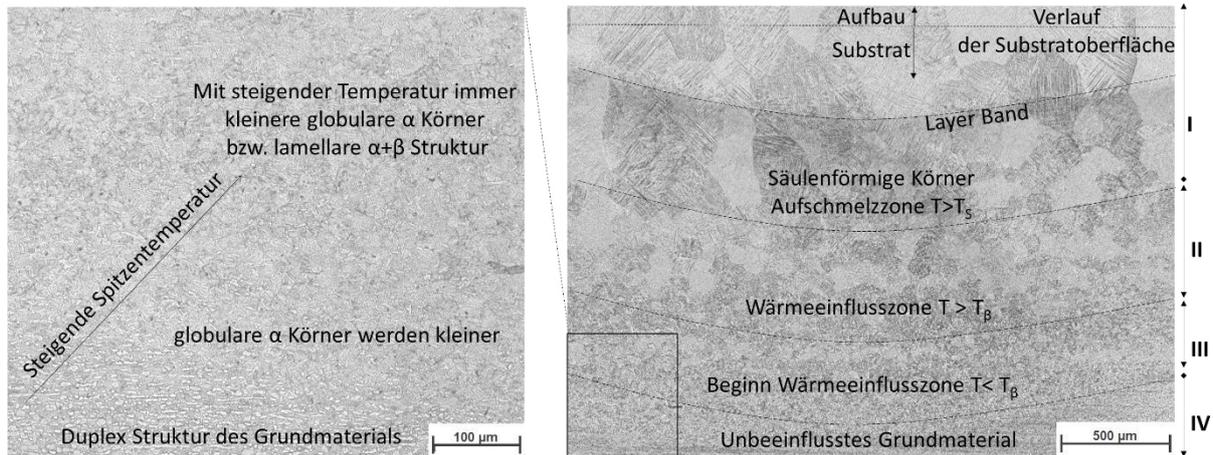


Abbildung 59: Makrostruktur WBH 2 (1050°C, 20 min). (links) Abkühlung an der Luft und (rechts) Abkühlung im Ofen

#### 4.3.2 Mikrostruktur

##### Übergangsbereich Substrat – Schweißgut bzw. WEZ:

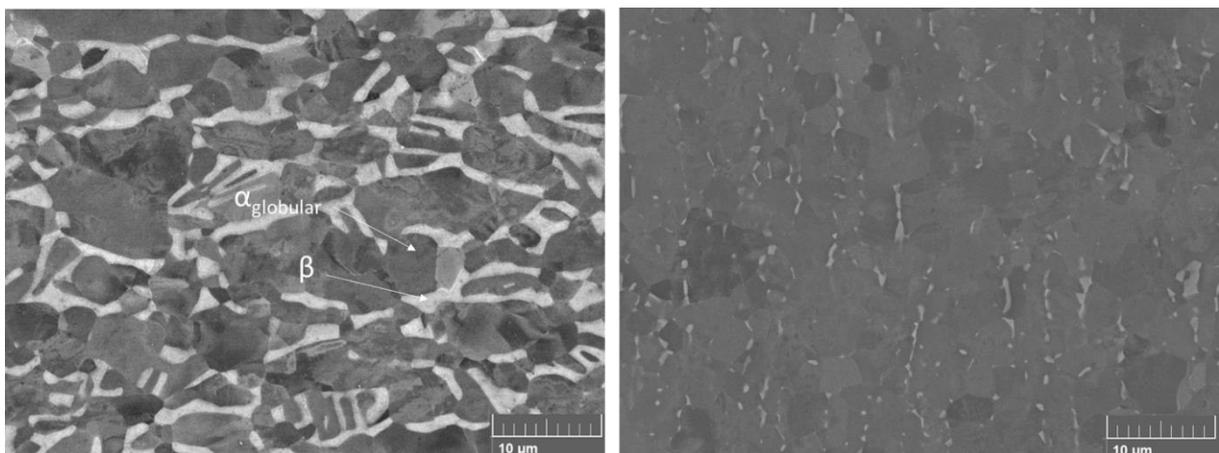
Oftmals ist das Substrat selbst kein Teil des späteren Werkstückes und dient nur als Grundplatte für den Aufbau. Allerdings sind auch Bauteile denkbar, wo ein Teil der Grundplatte zusammen mit dem aufgetragenen Volumen das Bauteil bildet. In diesem Fall hat auch die Wärmeeinflusszone an der Plattengrenze einen Einfluss. Die Abbildung 60 zeigt eine Übersicht der Wärmeeinflusszone.



**Abbildung 60: Charakterisierung WEZ, Zustand „as built“. (links) Vergrößerung Randbereich der WEZ und (rechts) Übersicht WEZ bis AM-Material**

Eine detaillierte Beschreibung der 4 Zonen ist in Kapitel 2.2.5, ab Seite 18 finden. Der Zusammenhang zwischen Abbildung 60 und den beschriebenen 4 Zonen ist folgendermaßen:

- **Zone I ( $T > T_s$ ):** Aufgeschmolzener Bereich von Substrat sowie Aufbau – Säulenförmige Körner
- **Zone II ( $T_\beta > T > T_s$ ):** Beginn der Wärmeeinflusszone. Je nach Spitzentemperatur verkleinerte globulare Körner oder  $\alpha$ -lamellare Struktur.
- **Zone III ( $T < T_\beta$ ):** Nur kleine Änderungen in der  $\alpha + \beta$  Matrix. Bei Spitzentemperaturen über der  $708^\circ\text{C}$  ( $T_{\text{Diss}}$ ) findet eine Verkleinerung der globularen  $\alpha$  Körner durch Auflösen statt (mehr  $\beta$  Phase).
- **Zone IV:** Unbeeinflusstes Grundmaterial, dessen Struktur abhängig vom Lieferzustand ist.



**Abbildung 61: Rasterelektronen-Mikroskop-Bilder. (links) Grundmaterial bzw. Substrat und (rechts) Schweißdraht**

Die Abbildung 61 zeigt die globulare Mikrostruktur von Grundmaterial und Draht. Die Textur durch die Umformprozesse (Walzen bzw. Drahtziehen) ist beim Grundmaterial in horizontaler Richtung und beim Draht in vertikaler bzw. Drahtlängsrichtung erkennbar. Der Draht weist dabei ein feinkörnigeres Gefüge auf.

### Randbereiche:

Die Betrachtung der Randbereiche gibt Auskunft über den Erfolg der Verhinderung von Reaktionen mit der Atmosphäre. Bei höheren Temperaturen reagiert Titan mit atmosphärischen Gasen. Dabei trägt vor allem Sauerstoff aus der Luft aufgrund seiner  $\alpha$  Stabilisierung dazu bei, dass eine harte und wenig duktile  $\alpha$  – Schicht im Randbereich vorhanden ist („ $\alpha$ -case“). Diese Titan Sauerstoff Verbindung sorgt für eine Versprödung des Bauteils.

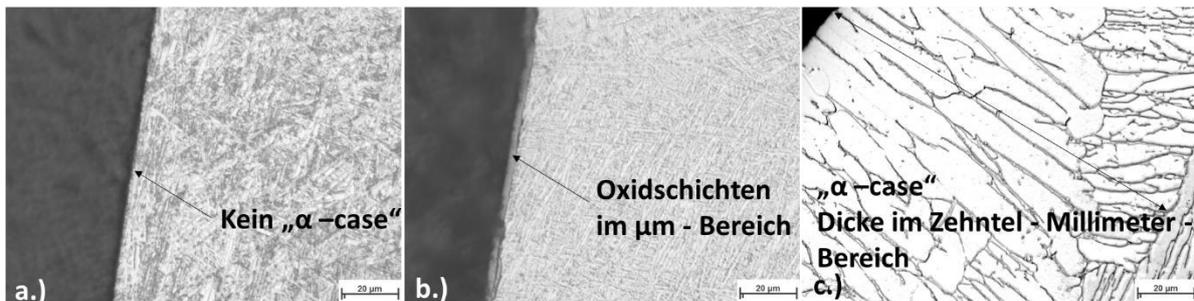


Abbildung 62: Randbereiche und „ $\alpha$ -case“. (a.) „as built“, (b.) WBH1 und (c.) WBH2

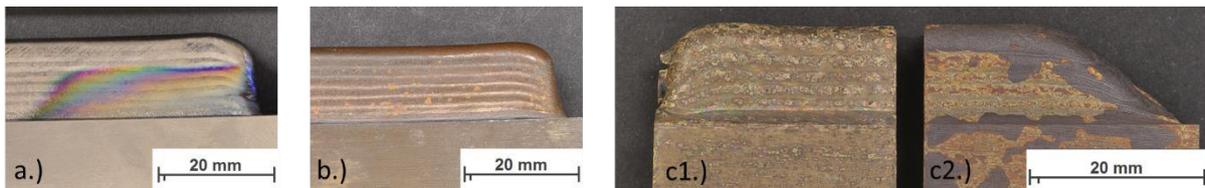


Abbildung 63: Oberflächenzustand. (a.) „as built“, (b.) WBH1, (c1.) WBH2 Luftabkühlung und (c2.) WBH2 Ofenabkühlung

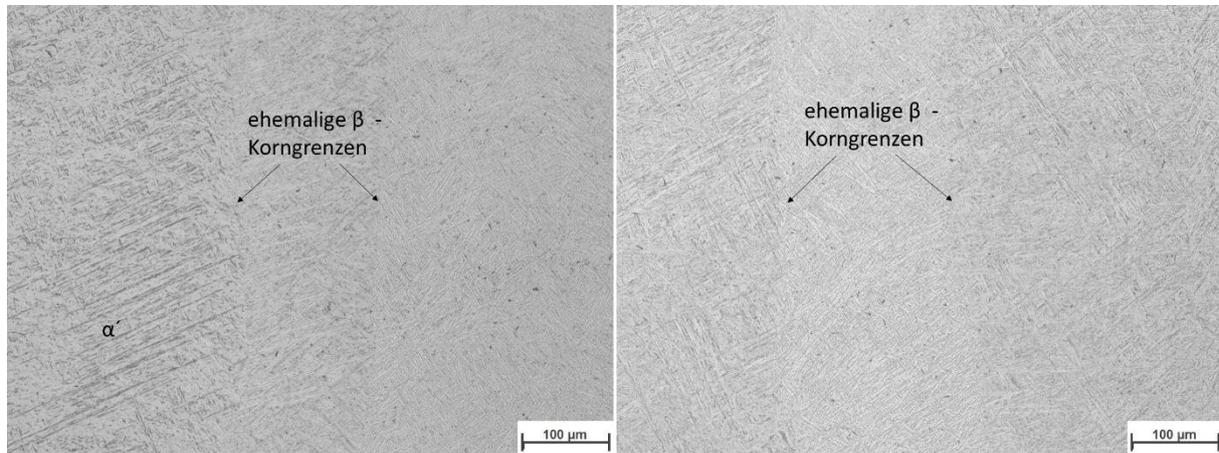
Abbildung 62 a.) bzw. Abbildung 63 a.) zeigen den Zustand direkt nach dem Fertigen („as built“). Die Oberflächen sind metallisch blank und glänzend, jedoch teilweise mit bunten Schichten überzogen. Diese bunten (gelb-grün-blauen) Überzüge sind nach der Fertigung auch am Maschinentisch sowie nichtmetallischen Bauteilen im Inneren der Kammer zu sehen. Es wird angenommen, dass es sich dabei um Beschichtungen, durch verdampfende Legierungsbestandteile handelt und nicht um Oxidation. Somit ist davon auszugehen, dass erstens das Hochvakuum eine Oxidation während des Fertigungsprozesses verhindert und zweitens die Abkühlzeit nach dem Fluten der Kammer ausreichend war, um eine nachträgliche Oxidation zu verhindern.

Die Probe, deren Querschliff in Abbildung 62 b.) zu sehen ist, wurde bei 710°C für zwei Stunden an der Atmosphäre weichgeglüht bzw. angelassen (WBH1). Die Oxidschicht ist auf der Oberfläche mit freiem Auge erkennbar (siehe Abbildung 63 b.).

Abbildung 62 c.) zeigt die Probe, bei der sich  $\alpha$ -case gebildet hat, welche an der Atmosphäre im  $\beta$ -Bereich (1050°C) geblüht wurde (WBH2). Die Oberfläche ist von einer spröden, teilweise abplatzenden Oxidschicht überzogen (Abbildung 63 c1 und c2).

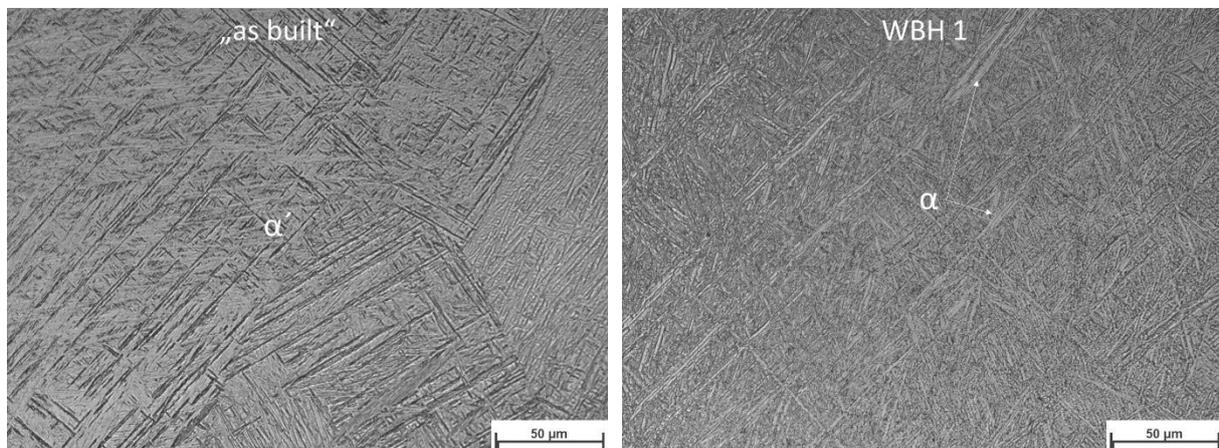
### Vergleich zwischen „as built“ und WBH 1:

Die Mikrostruktur für die Zustände „as built“ sowie für die Wärmebehandelten Proben (WBH1) ist fein lamellar.



**Abbildung 64:** Mikrostruktur im Zentrum des AM-Materials (siehe Kapitel 3.6.1, Seite 49). (links) „as built“ und (rechts) WBH1

Abbildung 64 zeigt die sehr feine  $\alpha$ -lamellare Struktur der gefertigten Volumina. Bei dem Querschliff ohne Wärmebehandlung (Abbildung 64 links) ist ein Auftreten von Martensit ( $\alpha'$ ) insbesondere in den rechtwinklig gemusterten Bereichen wahrscheinlich.

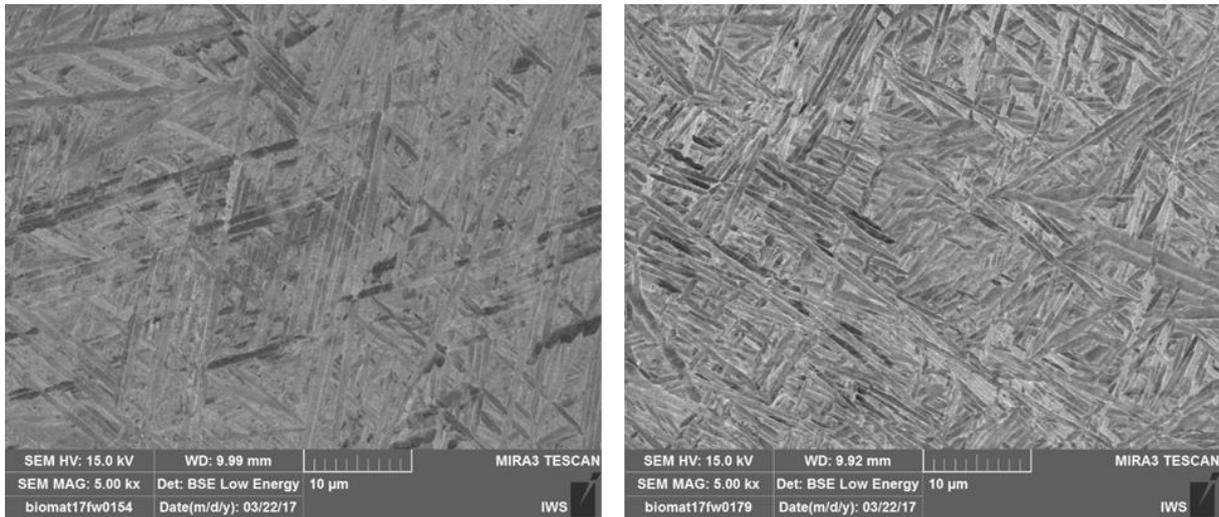


**Abbildung 65:** Mikrostruktur Längsschnitt aus den Zugproben. (links) „as built“ und (rechts) WBH1

Abbildung 65 zeigt die Mikrostruktur für „as built“ und die Probe nach WBH 1. Die „as built“-Probe zeigt eine martensitische Struktur. Durch Diffusion ist nach der WBH 1 vor allem eine feine  $\alpha$ -lamellare Struktur zu sehen. Grundsätzlich muss aber bedacht werden, dass eine Unterscheidung einer feinst- $\alpha$ -lamellaren und martensitischen Struktur am Lichtmikroskop schwierig ist.

Eine Verbreiterung der  $\alpha$ -Lamellen im unteren Bereich der Volumina, wie in Kapitel 2.3.5 bzw. in Abbildung 30 auf Seite 34 zu sehen ist, konnte weder für einspurige Wände noch für die mehrspurigen Proben festgestellt werden (Siehe Abbildung 66). Als Grund hierfür wird die lange Wartezeit zwischen

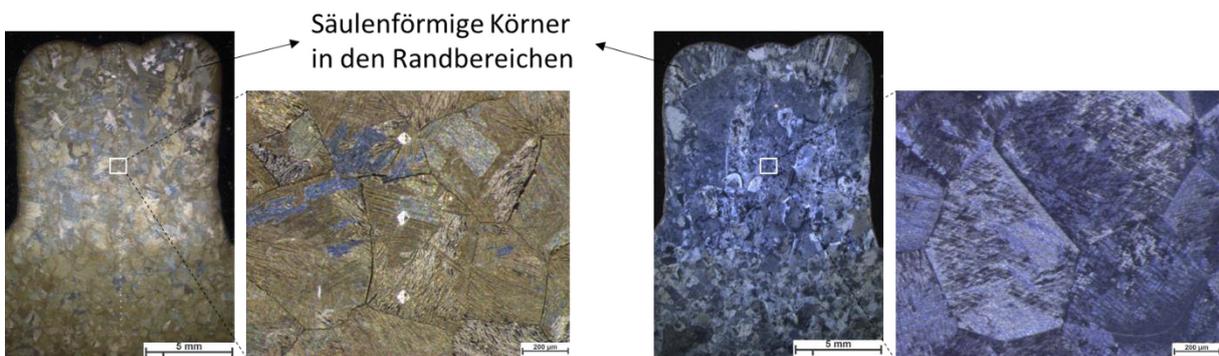
den Nähten und die geringe Anzahl an Nähten vermutet, wodurch die Temperatur der Platte zu gering ist, um eine signifikante Lamellenverbreiterung zu ermöglichen.



**Abbildung 66: Lamellenbreite, Wand 5 Lagen x 1 Naht, „as built“.** (links) oberste Lage und (rechts) 1. Lage

**Proben (WBH 2):**

Nach der Wärmebehandlung sind die „layer bands“ und die großen säulenförmigen Körner durch die Phasenumwandlung in den  $\beta$ -Bereich nicht mehr zu sehen. Die Proben weisen eine, aus teils gleichachsigen Körnern bestehende Struktur mit wenigen säulenförmigen Körnern im Randbereich auf. Bei der an Luft abgekühlten Probe gibt es starke Unterschiede im Angriff durch die Ätzung (siehe Abbildung 67).



**Abbildung 67: Probenübersicht WBH 2.** (links) Ofenabkühlung und (rechts) Luftabkühlung

Bei der WBH 2 mit Ofenabkühlung ist Kolonie  $\alpha$  mit breiten Korngrenzen  $\alpha$  vorherrschend (siehe Abbildung 68 links). Die Breite der  $\alpha$ -Kolonien ist dabei wesentlich größer als beim Widmannstätten-Gefüge der WBH2 mit Luftabkühlung (siehe Abbildung 68 rechts). Wie im Kapitel 2.1.2, ab Seite 7 erwähnt wurde, steigt die Breite der  $\alpha$ -Kolonien bzw. Lamellen mit abnehmender Abkühlgeschwindigkeit.

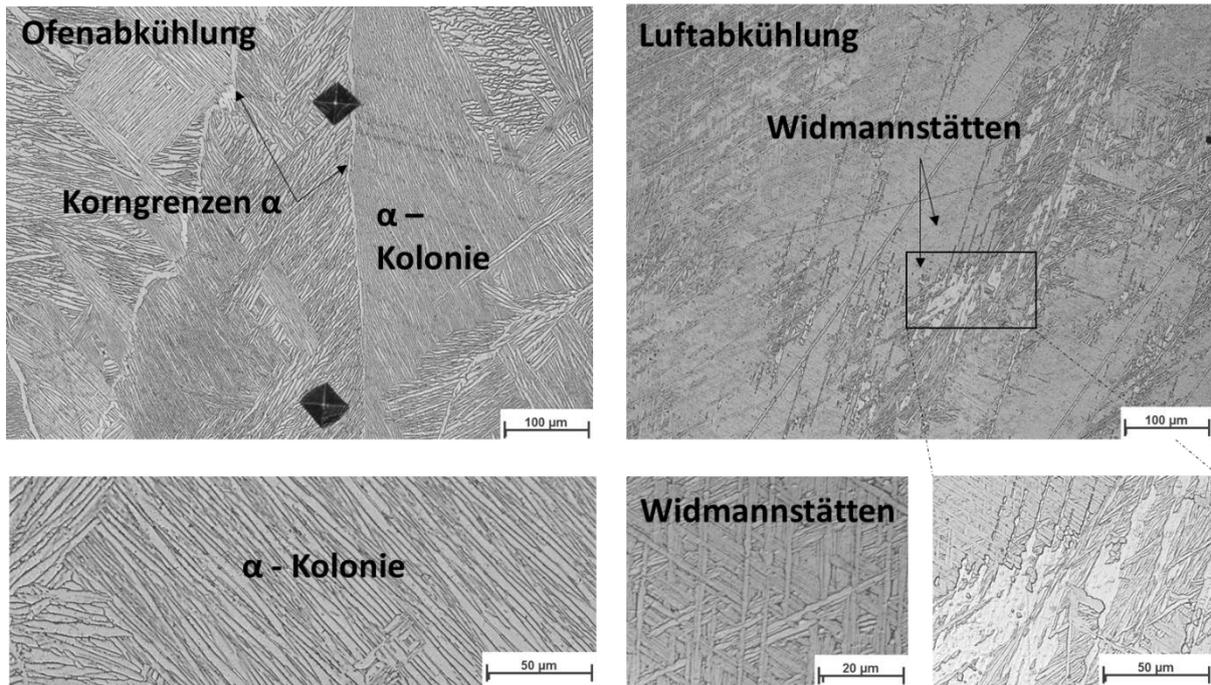


Abbildung 68: Gefüge nach WBH 2 (1050°C 20 min). (links) Ofenabkühlung und (rechts) Luftabkühlung

#### 4.3.3 Chemische Analyse

Die Quantifizierung der Legierungselemente erfolgte mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie („Energy dispersive x-ray spectroscopy“ – EDX). Mittels dieser Analysemethode können vor allem chemische Elemente ab der Ordnungszahl 11 bestimmt werden. Somit können die meisten Metalle ab einer Konzentration von 0,1% durch Röntgenbeugung qualitativ sowie quantitativ mit einer Genauigkeit von bis zu  $\pm 5\%$  detektiert werden. [59]

Es wurden sowohl Einzelmessungen an Substrat, Draht und AM-Material durchgeführt, als auch Linienscans.

Tabelle 20 zeigt die Auswertung für die Elemente Titan, Aluminium und Vanadium:

Tabelle 20: EDX-Analyse der Elemente Ti, Al und V für Grundmaterial, Draht und AM-Material (Positionen von a-d siehe Abbildung 69)

	Titan [Gew. %]	Aluminium [Gew. %]	Vanadium [Gew. %]
Grundmaterial (GM)	88,88	6,9	4,23
Draht	89,69	6,14	4,16
AM-Material a1.)	88,8	6,15	5,06
AM-Material a2.)	90,06	5,91	4,03
AM-Material a3.)	89,67	5,89	4,43
AM-Material b.)	89,48	6,06	4,47
AM-Material c.)	89,48	6,02	4,51
AM-Material d.)	89,67	5,85	4,47
Nennwert ± Schwankungsbreite (5%)	90 ± 4,5	6 ± 0,3	4 ± 0,2

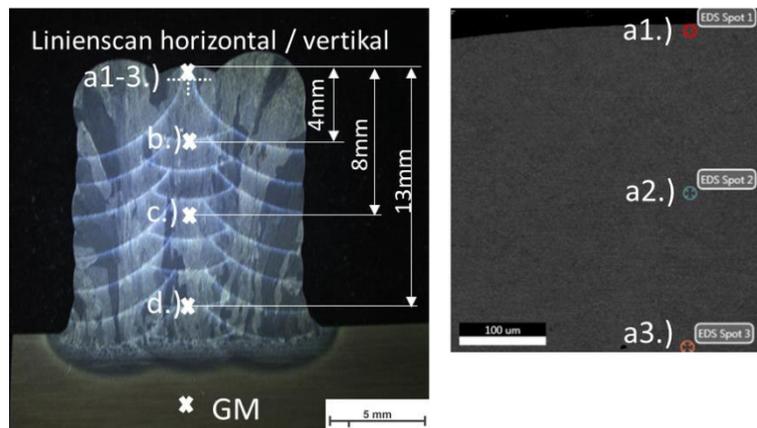


Abbildung 69: (links) Übersicht Messpunkte und Linienscans der EDX Analyse und (rechts) REM-Detaildarstellung der Punkte a1-3

Der Grundwerkstoff zeichnet sich durch einen etwas höheren Aluminiumgehalt aus im Vergleich zum Draht bzw. dem daraus gefertigten AM-Material. Für das AM-Material zeigt vor allem der Vanadium-Gehalt größere Schwankungen (4-5%). Für Aluminium und Titan konnte keine signifikante Änderung in der AM-Material Legierungszusammensetzung (siehe Tabelle 20) festgestellt werden. Insgesamt sind keine Tendenzen in der Zusammensetzung ersichtlich, welche Rückschlüsse auf eine mögliche Verdampfung von Legierungselementen schließen lassen. In der Literatur sind keine detaillierten Quantifizierungen zu dieser Fragestellung vorhanden.

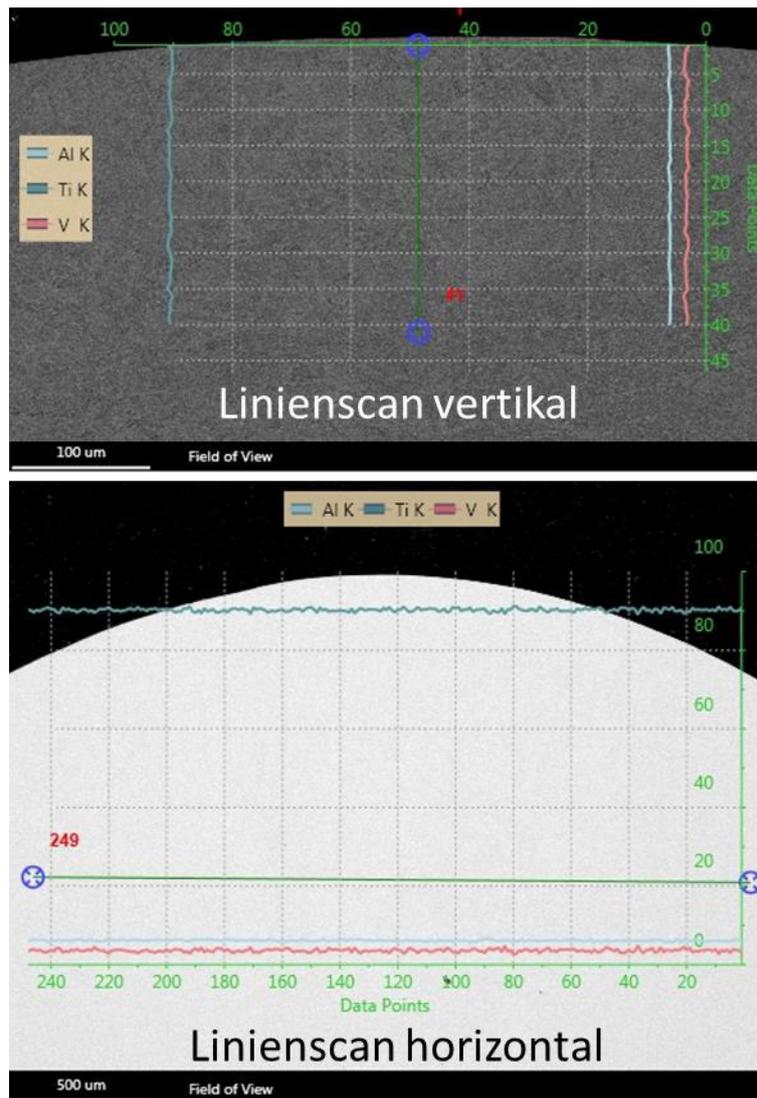


Abbildung 70: EDX Analyse der Elemente Ti, Al und V, Linienscans. (oben) vertikaler Linienscan und (unten) horizontaler Linienscan (Positionen siehe Abbildung 69)

Die Linienscans in Abbildung 70 zeigen einen relativ konstanten Verlauf. Ein Verlust von Legierungselementen in größerem Umfang (zum Beispiel durch Verdampfen während des Prozesses) ist eher unwahrscheinlich.

## 4.4 Mechanische Kennwerte

Die Kennwerte im folgenden Kapitel sind ausschließlich durch eine einzelne Messung bestimmt worden. Ziel ist es Größenordnungen, sowie Tendenzen für den Einfluss von den verschiedenen Wärmebehandlungen festzustellen. Für aussagekräftige Ergebnisse müssten Stichproben mit geeigneten Umfängen von den einzelnen Größen ausgewertet werden. Die Abbildung 71 zeigt eine Übersicht der Proben:

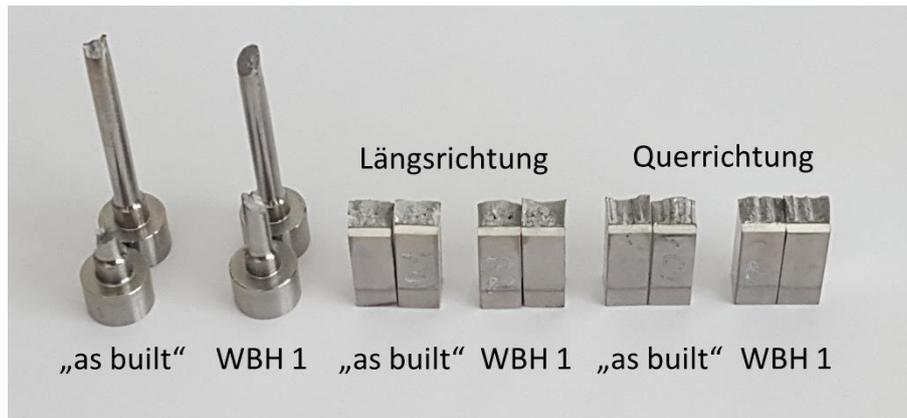


Abbildung 71: Übersicht Zug- und Kerbschlagbiegeproben

### 4.4.1 Härte

Die Abbildung 72 zeigt die Schwankungsbreiten der Härteverläufe über die Höhe für das additiv gefertigte Schweißgut. Die WBH 2 ist keine typische Wärmebehandlung nach dem Schweißen oder nach der additiven Fertigung. Ziel war es die Mikrostruktur bei langsameren Abkühlgeschwindigkeiten zu untersuchen. Zu diesem Zweck wurden für WBH 2 kleinere Proben gefertigt, was zur Folge hat, dass die Werte in Abbildung 72 nur bedingt vergleichbar sind.

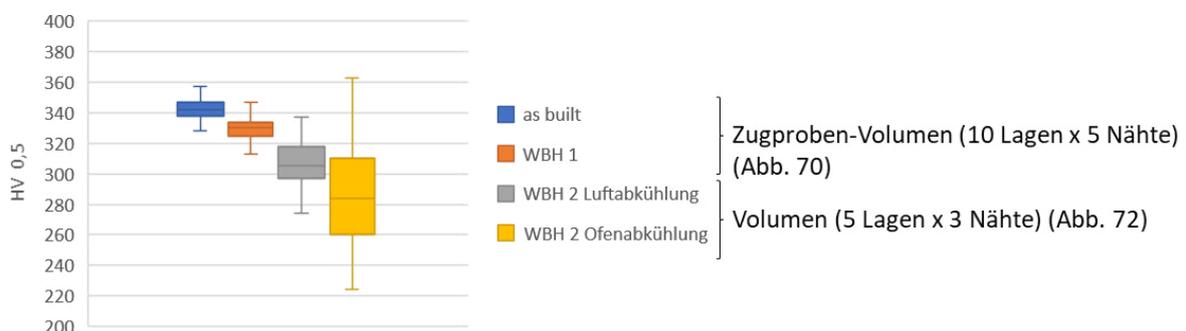
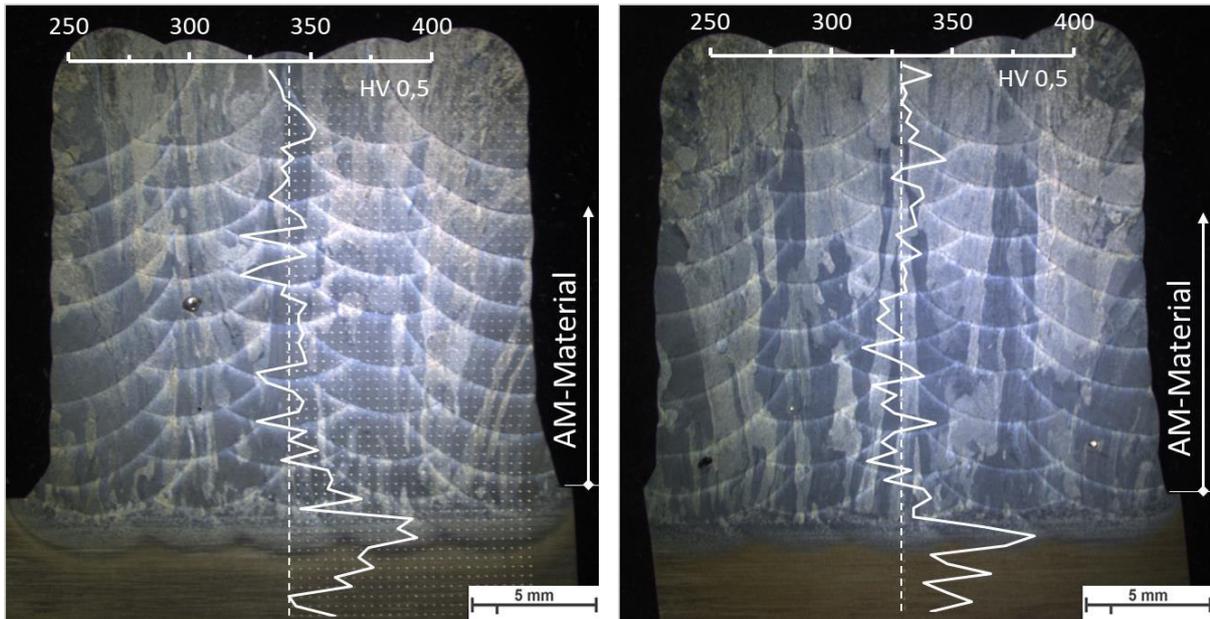


Abbildung 72: Verteilung der Härteverläufe über Höhe, jeweils vom Grundmaterial bis oben (WBH 2 ohne  $\alpha$ -case)

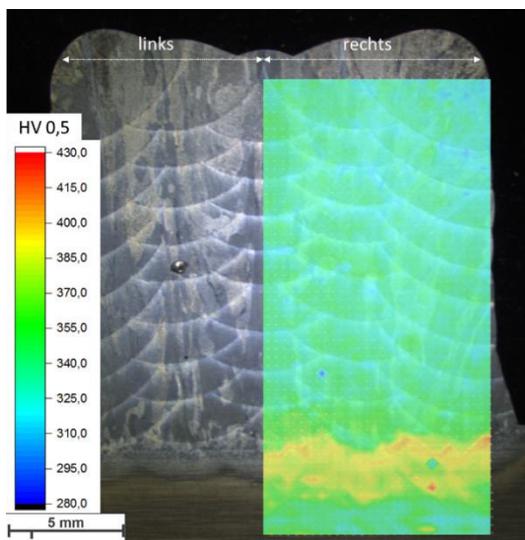
Die Härte des Grundmaterials beträgt 332 HV 10 und Messungen am Schweißzusatz ergaben einen Härtewert von 314 HV 10.



Wärmebehandlung „as built“	Wärmebehandlung 710 °C 2 Stunden, Luftabkühlung (WBH 1)
<b>Gesamter Verlauf:</b>	
Mittelwert: 358 HV	Mittelwert: 335 HV
Max.: 394 HV	Max.: 384 HV
Min.: 321 HV	Min.: 313 HV
<b>Nur aufgebautes Material (AM-Material):</b>	
Mittelwert: 341HV	Mittelwert: 329 HV
Standardabweichung: 8,3	Standardabweichung: 7,3
Max.: 357	Max.: 347
Min.: 321	Min.: 313

Abbildung 73: Härteverlauf über Höhe (jeweils HV 0,5). (links) "as built" und (rechts) Wärmebehandlung 1 (710°C 2h Luft)

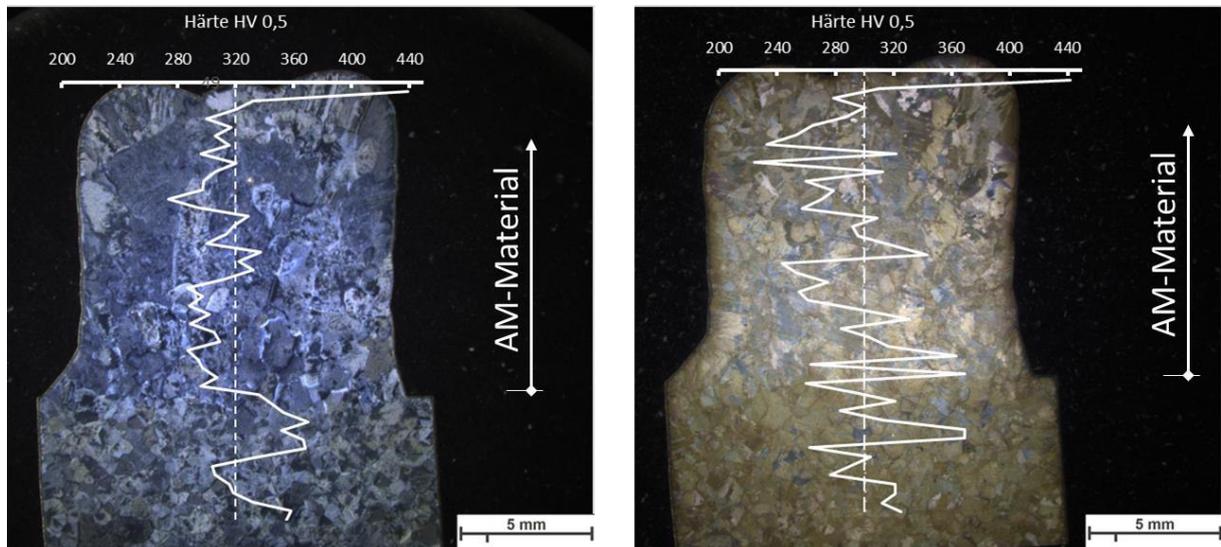
Um die Symmetrie zu überprüfen wurde an der Oberseite der Probe „as built“ eine Härtemesslinie über die komplette Probenbreite erstellt (siehe Abbildung 74). Dazu wurde der Mittelwert und die Standardabweichung für die linke und die rechte Probenhälfte ermittelt:



	links	rechts
Mittelwert	327,4 HV	327,7 HV
Standardabweichung	9,2	10,6

Abbildung 74: Härtemapping

Die Härtewerte für „as built“ und WBH 1 zeigen eine sehr geringe Schwankungsbreite. Der härteste Bereich befindet sich in der WEZ des Grundmaterials. (siehe Abbildung 73 und Abbildung 74). Durch die Wärmebehandlung findet nur eine sehr kleine Härteabnahme statt.



Wärmebehandlung 1050 °C 20 Minuten, Luft-abkühlung	Wärmebehandlung 1050°C 20 Minuten, Ofen-abkühlung
<b>Gesamter Verlauf:</b>	
Mittelwert: 320 HV	Mittelwert: 298 HV
Max.: 439 HV	Max.: 442HV
Min.: 274 HV	Min.: 224 HV
<b>Nur aufgebautes Material (AM-Material ohne <math>\alpha</math>-case):</b>	
Mittelwert: 306HV	Mittelwert: 286 HV
Standardabweichung: 14,9	Standardabweichung: 32
Max.: 337	Max.: 363
Min.: 274	Min.: 224

Abbildung 75: Härteverlauf über die Höhe für Wärmebehandlung 2 (1050°C 20 min.). (links) Luftabkühlung und (rechts) Ofenabkühlung

Die Durchschnittshärte des AM-Materials ist für die Ofenabkühlung geringer (siehe Abbildung 75). Somit sinkt die Härte mit abnehmender Abkühlgeschwindigkeit. Die Spitzenwerte an der Probenoberseite resultieren aus der Oxidation während der Wärmebehandlung („alpha case“).Abbildung 76 zeigt den obersten Punkt (439 bzw. 442 HV) im Randbereich vom „alpha case“:

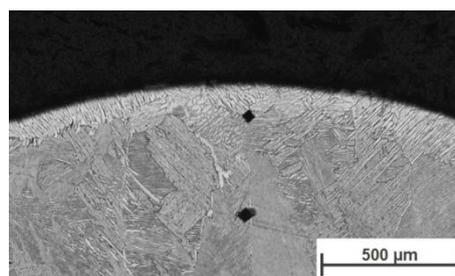


Abbildung 76: Härtemessung "alpha case" Probe mit WBH 2 Luftabkühlung

#### 4.4.2 Zugversuch

##### Kennwerte und $\sigma$ - $\epsilon$ -Diagramm:

Abbildung 77 zeigt die Spannungs-Dehnungsdiagramme für beide Proben bei Raumtemperatur:

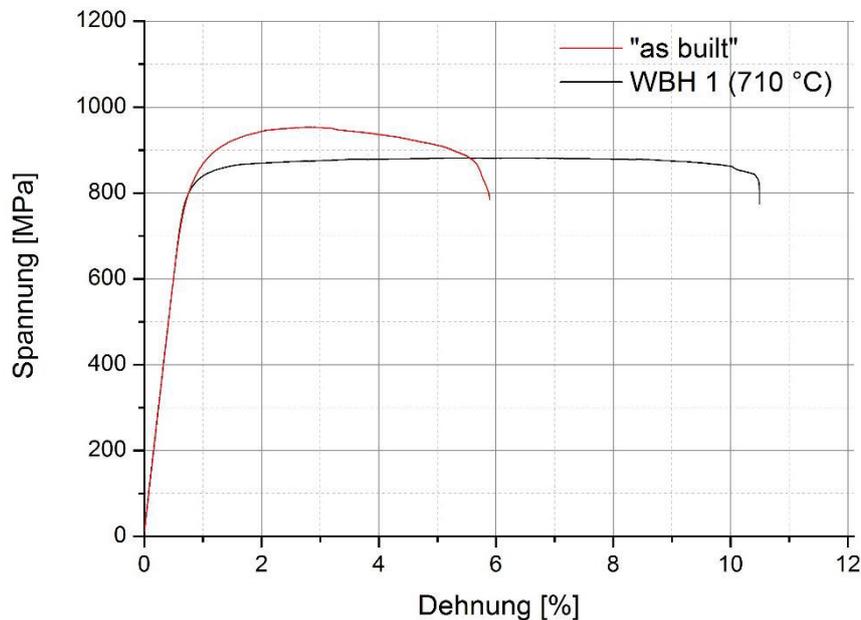


Abbildung 77: Spannungs-Dehnungs-Diagramm

Abbildung 77 bzw. Tabelle 21 zeigen, dass die Bruchdehnung durch die WBH 1 um ca. 100% gesteigert wird. Der Wert der Bruchdehnung ist allerdings für beide Proben eher gering für diesen Werkstoff (siehe Tabelle 21 Literatur). Die Minderung von  $R_{p0,2}$  und  $R_m$  durch die Wärmebehandlung fällt moderat aus.

Tabelle 21: Ergebnisse des Zugversuchs [11]

Probe	$D_0$ [mm]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_g$ [%]	$A$ [%]	$Z$ [%]	$L_0$ [mm]	$L_U$ [mm]
„as built“	6	846	953	2,1	4,5	30	30,15	31,5
WBH 1	6	826	878	7,8	9,5	11	30,15	33
Vergleichswert Literatur		800 - 1100	900 - 1200		13 - 16			

##### Bruchaussehen und Klassifizierung:

Beide Bruchflächen kennzeichnen sich durch matte (siehe Abbildung 78) ca.  $45^\circ$  zur Belastungsrichtung stehende, vorwiegend transkristalline Scherbrüche. Die keilförmige Bruchfläche der Probe „as built“ (siehe Abbildung 78 und Abbildung 79) besteht aus zwei ca. unter  $45^\circ$  auf die Belastungsrichtung stehenden Scherflächen. Die Probe nach WBH 1 (Abbildung 78 und Abbildung 79 rechts) weist eine durchgehende Scherfläche auf. Somit handelt es sich bei beiden um vorwiegend transkristalline Schubspannungsbrüche und in Verbindung mit den geringen Bruchdehnungen (insbesondere „as built“) weist dies auf eine geringe Duktilität hin.

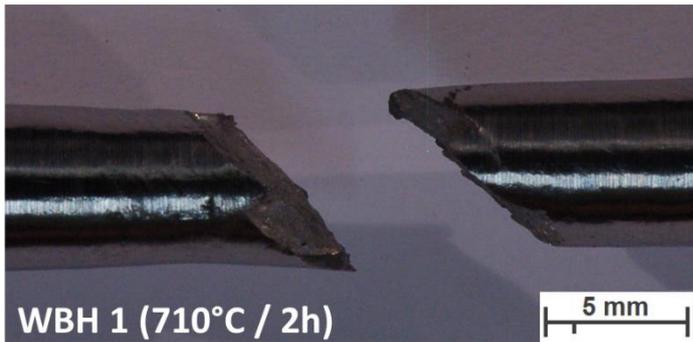
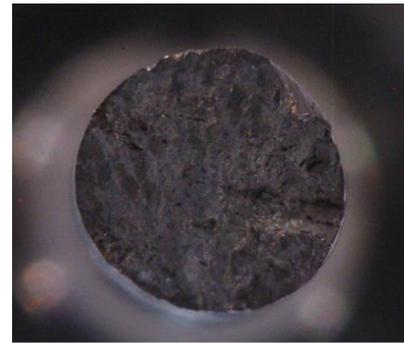


Abbildung 78: Bruchorientierung und Bruchflächen

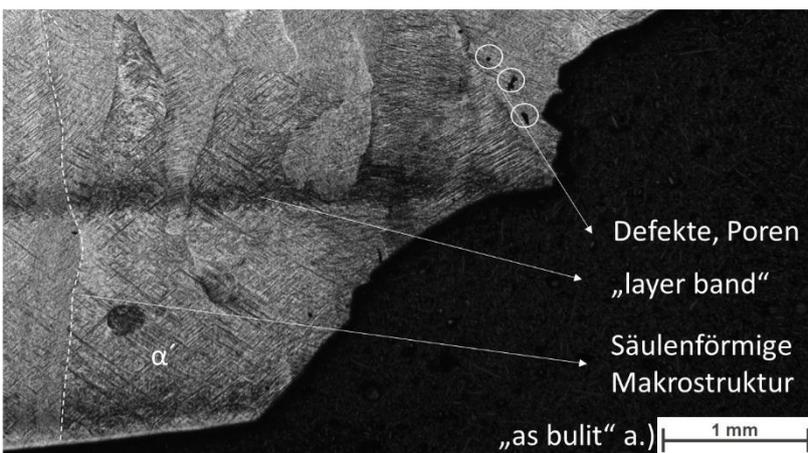
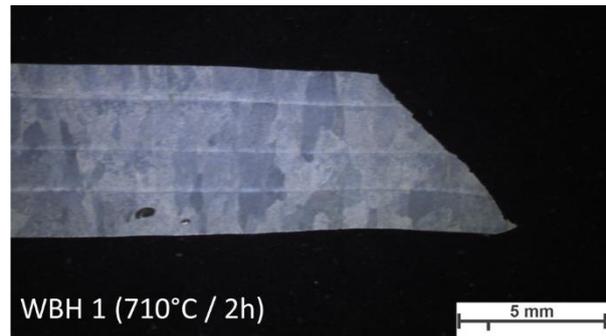
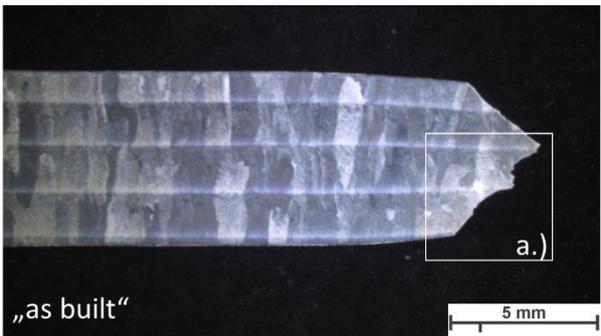


Abbildung 79: Zugversuch – Bruchfläche

Die Martensitische Mikrostruktur von der „as built“-Probe und die fein  $\alpha$ -lamellare Struktur nach der WBH 1 sind in Abbildung 65 auf Seite 68 abgebildet.

#### 4.4.3 Kerbschlagbiegeprüfung

Die Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben zeigen eine Vielzahl an Poren. Durch die Reflexion erscheinen eher runde Poren als metallisch glänzende. Zu beachten ist, dass der Kerb senkrecht auf die Substratoberfläche bzw. auf die einzelnen Lagen steht (siehe Abbildung 39, Seite 50).

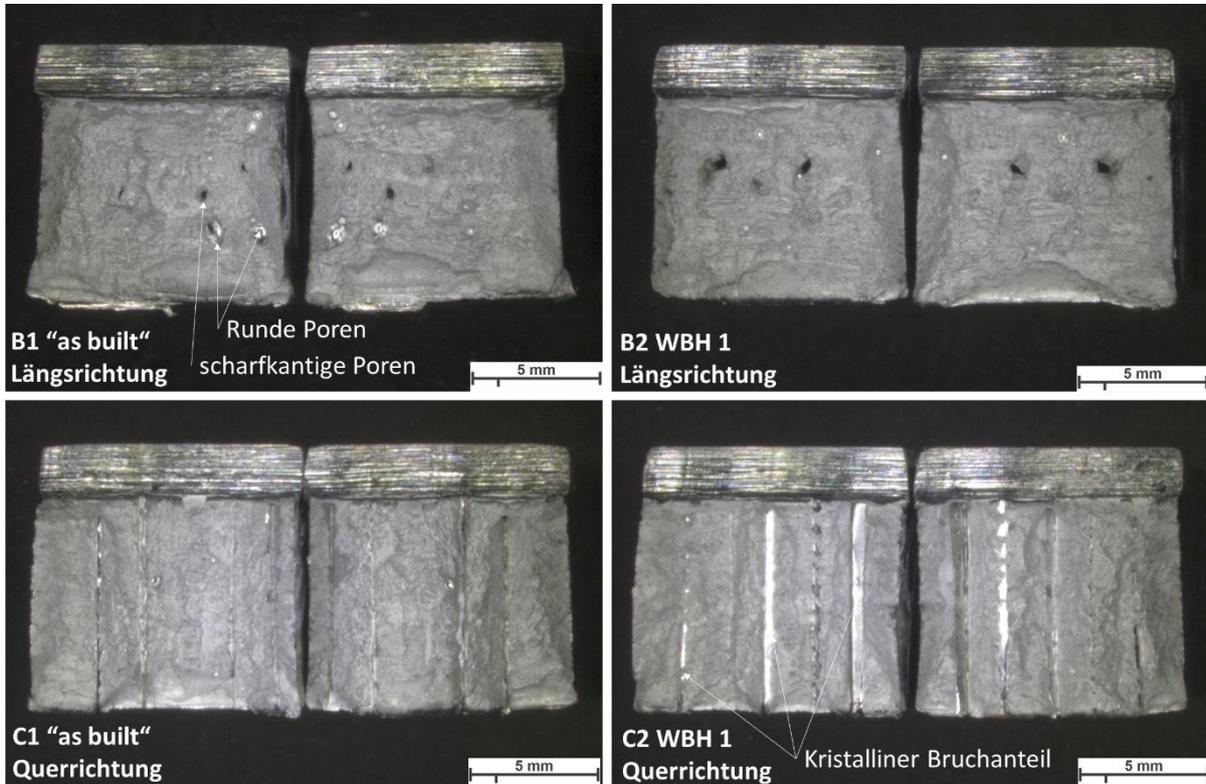


Abbildung 80: Kerbschlagbiegeproben Bruchflächen

Die Bruchflächen (siehe Abbildung 80) der Proben in Längsrichtung sind vorwiegend matt. Bei den Proben, quer zur Schweißrichtung, ist ein kristalliner Bruchanteil sichtbar. Diese geradlinigen Sprödbuchbereiche könnten mit den Wärmeeinflusszonen der einzelnen Schweißlagen zusammenfallen. Alle Proben weisen Scherlippen an den Seitenflanken auf.

Tabelle 22 zeigt, dass jeweils die „as built“-Proben die höchste Kerbschlagarbeit aufweisen.

Tabelle 22: Ergebnisse Kerbschlagbiegeversuche (alle Werte bei Raumtemperatur)

Probe	Orientierung bzgl. Schweißrichtung	Zustand	Kerbschlagarbeit [J]	Laterale Breite (rel.) [mm]
B1	Längs	„as built“	54	0,6
B2	Längs	WBH1	45	0,4
C1	Quer	„as built“	40	0,3
C2	Quer	WBH1	34	0,3

# 5 Diskussion

## 5.1 Fertigungstechnologie

Nahezu alle notwendigen CNC Programmabbrüche sowie Fehlteile stehen mit Problemen mit der Drahtzuführung im Zusammenhang. Andererseits sorgt die Biegung des Drahtes durch das Wickeln auf die Drahtrolle für Probleme. Dies führt dazu, dass die Drahtdüse in Wirklichkeit ein paar Millimeter neben der Schweißnaht ist (siehe Abbildung 81) und der Draht öfters aufwendig auf den Elektronenstrahl ausgerichtet werden muss und auch die Höhe des Drahtes über der Substratplatte nachjustiert werden muss. Glücklicherweise richtet sich der gebogene Draht von alleine immer ähnlich in der gesamten Drahtzuführung aus, wodurch oft längere Phasen ohne notwendige Einstellarbeiten möglich sind.

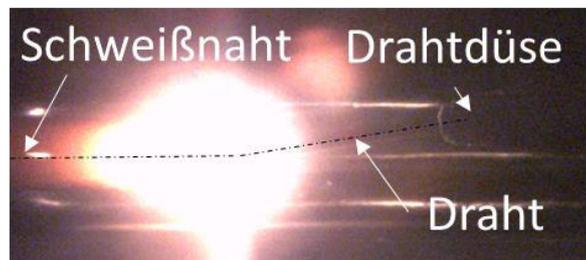


Abbildung 81: Drahtdüse und Draht Seitenversatz

Bei den Versuchen führten auch Vibrationen sowie ungleichmäßige Drahtgeschwindigkeiten zu Problemen. Verwicklungen beim Wechseln der Drahtrolle sowie die hohe interne Reibung der Drahtzuführung führten zu ungleichmäßiger Drahtförderung und damit zu Fehlern. Durch Vibrationen oder zu schneller Drahtförderung kam es zum Verschweißen des Drahtes mit dem Substrat außerhalb der Schweißzone.

Abgesehen von dem oben genannten Problem, handelt es sich aber um ein robustes Verfahren mit hoher Wiederholgenauigkeit. Ist die Drahthöhe über dem Werkstück richtig eingestellt, können ohne weitere Überprüfung mehrere Lagen geschweißt werden. Die Nahthöhe steigt weitgehend linear mit der Nahtanzahl. Höhere Zwischenlagetemperaturen sowie eine höhenmäßige Leistungsanpassung haben nur einen geringen Einfluss auf die mittlere Nahthöhe. Gute Erfahrungen wurden dabei mit einem ein Millimeter Abstand zwischen Draht und Substrat gemacht. Dabei ist noch eine gewisse Toleranz nach oben und unten dabei, um einen kontinuierlichen Materialübergang („Molten-metal bridge“) zu haben. Das größte Volumen, welches gefertigt wurde, bestand aus 10 Lagen und 5 Nähten nebeneinander. Für diese Einstellung lieferte ein seitlicher Abstand von 4 mm zwischen den Nähten gute Ergebnisse.

Für geneigte Aufbauten gelten grundsätzlich andere Gesetzmäßigkeiten wie für Lichtbogenverfahren. Durch die fehlende elektromagnetische Pinchkraft gibt es bei der Fertigung von schrägen Wänden keine direkte Kraft, die den Tropfen auf die gewünschte Stelle auf der vorangegangenen Schweißnahtlage befördert. Zusätzlich dazu wirkt durch verdampfendes Substratmaterial noch ein Dampfdruck entgegen der gewünschten Richtung. Dadurch sind ohne weitere Maßnahmen nur beschränkte Winkel möglich. Imagevideos der Firma Skiaky Inc. zeigen, dass jedoch auch geneigte Aufbauten mit anderen Maßnahmen gefertigt werden können. Dies ist durch eine zusätzlichen Dreh- oder Schwenkachse oder durch einen schwenkbaren Strahlerzeuger möglich. [37]

## 5.2 Gefüge

Mehrere Literaturquellen berichten von der, für additiv gefertigtes TiAl6V4 typischen Makrostruktur mit säulenförmigen Körnern und „layer Bands“. Für SLM wird ebenfalls von einer fein lamellaren Mikrostruktur berichtet, wo höchstwahrscheinlich Martensit in gewissen Bereichen auftreten kann. [6, 28]

In EBM AM-Proben sind breitere  $\alpha$ -Lamellen sowie weniger martensitisch aussehende Bereiche vorhanden als in SLM Proben. Für das Verfahren LENS wird beschrieben, dass ein Zusammenhang zwischen Leistung und mechanischen Kennwerten bzw. Gefüge besteht. Bei niedrigen Leistungen tritt Martensit vermehrt auf. [60, 61]

Grundsätzlich hat ein Martensitanteil in den Proben einen positiven Effekt auf die Festigkeitswerte, allerdings sinkt die Bruchdehnung und Duktilität (Abbildung 9, auf Seite 10). Die Martensitumwandlung findet dabei bei höheren Abkühlgeschwindigkeiten statt. Das Vakuum beim Elektronenstrahlprozess sorgt dafür, dass im Vergleich zu Verfahren im inerten Schutzgas der Wärmetransport verringert ist, da keine Konvektion vorhanden ist. Die Wärmeabfuhr erfolgt vorwiegend durch Strahlung sowie durch Wärmeleitung in die Substratplatte sowie die Aufspannvorrichtung. Aufgrund der niedrigen Leistung, der langen Wartezeiten zwischen den Schweißnähten sowie dem kleinen Schweißgutvolumen und der großen Substratplattenmasse ist im Schweißgut trotzdem Martensit vorhanden.

Abbildung 30 auf Seite 34 zeigt eine Lamellenverbreiterung durch den Wärmeeinfluss nachfolgender Schweißlagen in den unteren Lagen. Dieser Einfluss ist in diesem Fall nicht zu sehen, da wiederum die Wartezeiten, Leistung sowie Nahtanzahl zu niedrig sind. Die Temperaturmessung (Kapitel 4.2, ab Seite 56) zeigt außerdem, dass sich die Temperatur in der Wartezeit ausgleicht und die Zwischenlagentemperatur nach mehreren Lagen nicht mehr stark ansteigt und bei ca. 300 Grad liegt. Diese Temperatur reicht nicht aus um eine Lamellenvergrößerung zu bewirken. Für größere Leistungen, großvolumige AM-Bauteile mit geringen Wartezeiten wäre allerdings ein ähnlicher Einfluss wie in Abbildung 30 auf Seite 34 dargestellt wahrscheinlich.

Abbildung 5 auf Seite 8 zeigt die beiden nach der WBH 2 auftretenden Mikrostrukturen. Bei schneller Abkühlung liegt eine feine lamellare Mikrostruktur vor („as built“ Abbildung 64, Seite 68), eine mittlere Abkühlung (siehe z.B. WBH 2 Abkühlung an Luft Abbildung 68, Seite 70) ergibt Kolonie Gefüge und eine kleine Abkühlrate (WBH 2 Ofenabkühlung) führt zu Widmannstätten (siehe Abbildung 68, Seite 70).

## Chemische Analyse

Die chemische Analyse zeigte besonders für den Vanadium-Gehalt größere Schwankungen. Ungenauigkeiten durch das gewählte Messverfahren (EDX) sind grundsätzlich nicht ausschließbar. In der Literatur wird eine mögliche Verdampfung von Legierungselementen erwähnt. Eine detaillierte Klassifizierung wurde nicht gefunden. Speziell für EBM mit TiAl6V4 wurde ein Parametereinfluss auf den Aluminium-Gehalt festgestellt. Zudem wurden Konzentrationsunterschiede im AM-Material festgestellt (siehe Abbildung 82). [6, 62]

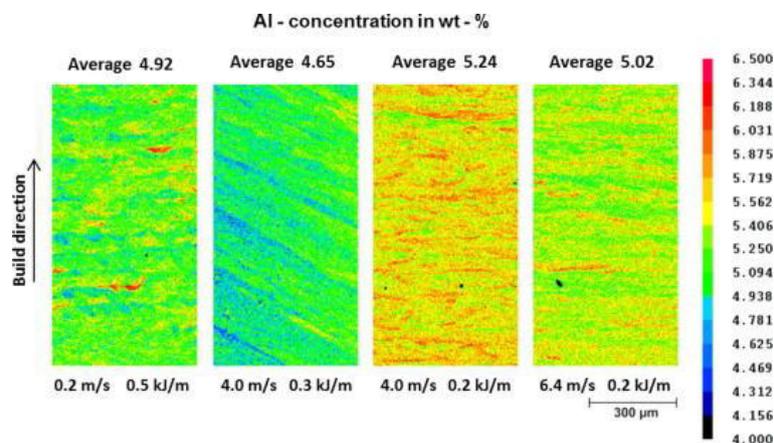


Abbildung 82: Al-Konzentrationsunterschied und Einfluss von Parametern auf den Al-Gehalt von EBM Proben [62]

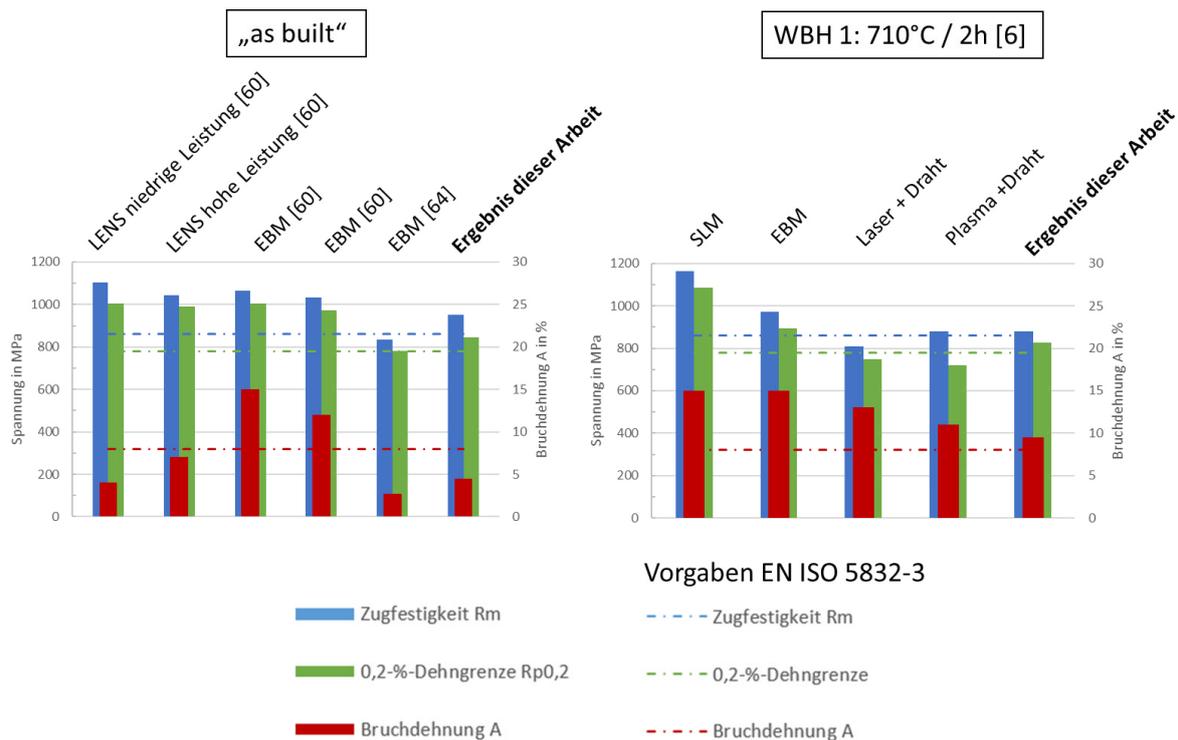
## 5.3 Mechanische Eigenschaften

### 5.3.1 Zugversuch

Das unbehandelte AM-Material („as built“) weist eine sehr geringe Bruchdehnung auf. In der Norm ASTM F2924, welche Spezifikationen für additiv gefertigtes TiAl6V4 mit Pulverbettprozessen angibt, würden alle getesteten Proben klar durchfallen. Die Norm EN ISO 5832, welche Anforderungen für chirurgische Implantate stellt, würden die Kennwerte des Zugversuchs für die Wärmebehandelte Probe (WBH1), die Anforderungen zumindest für die Halbzeuge „Bleche und Bänder“ knapp erfüllen (siehe Abbildung 83 und Abbildung 84). Zu beachten ist, dass die folgenden Vergleiche auf unterschiedliche Probenarten und Normen basieren. [44, 63]



Die Abbildung 85 zeigt einen Vergleich der Kennwerte mit Untersuchungen anderer:



**Abbildung 85: Vergleich der Kennwerte mit Literaturreferenzwerten von anderen Verfahren. (links) Werte für „as built“ und (rechts) Werte für WBH 1 [6, 60, 64]**

Abbildung 85 zeigt, dass die erreichten Spannungswerte ca. im Bereich anderer Verfahren liegen. Für einen aussagekräftigeren Vergleich müssten mehrere Versuche gemacht werden, da es sich bei den Literaturdaten um Mittelwerte von Stichproben handelt. Auffällig ist die niedrige Bruchdehnung, welche jedoch auch in einzelnen Literatur Referenzwerten nicht höher ist. Grund für die niedrige Bruchdehnung dürfte das wenig duktile, teils martensitische und grobkörnige Gefüge sein sowie Fehler im Inneren des Materials. In den diversen Schliften sind teilweise Bindefehler und Poren ersichtlich, welche zu Spannungsspitzen sowie ungünstigen Belastungszuständen führen. Der negative Einfluss der Poren kann mit Wärmebehandlungen (z.B. Heiß isostatisches Pressen – HIP) verbessert werden. [6]

Des Weiteren zeigt Abbildung 85, dass für ein und denselben Prozess teils unterschiedliche Ergebnisse erzielt werden. Für das Verfahren LENS wird für niedrige Leistung von mehr Martensit und geringerer Bruchdehnung berichtet als bei hoher Leistung (siehe Abbildung 85 links). [60] Die höhere Leistung bzw. Wärmeeinbringung bewirkt eine langsamere Abkühlung.

Dies lässt darauf schließen, dass dieser Prozess Schwankungen unterliegt und die erreichte Festigkeit parameterabhängig sind. Außerdem wird für Dauerfestigkeitskennwerte ebenfalls ein negativer Einfluss durch die Kerben erwartet.

### **5.3.2 Kerbschlagbiegeprüfung**

Die orientierungsabhängige Kerbschlagarbeit lässt auf eine Anisotropie der mechanischen Kennwerte schließen. Die Kerbschlagarbeit ist in Querrichtung jeweils ca. 20% niedriger als in Längsrichtung (bezogen auf Schweißrichtung). Anhand der Ergebnisse hat die WBH 1 trotz Verbesserung der Bruchdehnung (von 4,5 auf 9,5%) einen negativen Einfluss auf die Kerbschlagarbeit (Längsrichtung: „as built: 54J, WBH 1: 45J). Jedoch könnte diese geringere Kerbschlagarbeit auch andere Ursachen haben wie z.B. mehr Poren im Querschnitt. Die inneren Kerben sorgen für ungünstige Belastungszustände, welche sprödes Verhalten begünstigen können.

Die Proben quer zur Schweißrichtung zeigen zusätzlich einen kristallinen Bruchanteil. Der Abstand dieser Linien (siehe Abbildung 80, Seite 78) fällt ungefähr mit der mittleren Lagenhöhe zusammen. Es wird vermutet, dass diese Linien mit spröderen Bereichen der Wärmeeinflusszonen der einzelnen Lagen zusammenfallen.

### **5.3.3 Härtemessung**

Die Härtemessung für „as built“ zeigt geringe Änderungen in der Härte im AM-Material. Der härteste Bereich liegt im Bereich der Wärmeeinflusszone des Grundmaterials. Durch die WBH 1 sinkt die durchschnittliche Härte nur moderat. Die mittleren AM-Material-Härtewerte vom „as built“ Zustand (358HV) und nach der WBH 1 (335 HV) liegen nicht wesentlich höher, als die Härtewerte des Grundmaterials (332 HV). Die Proben nach der WBH 2 zeigen einen verminderten Härtewert und größere Schwankungen, wobei die Probe mit der langsameren Ofenabkühlung einen niedrigeren Durchschnittswert aufweist (Luft: 320 bzw. Ofen: 298 HV).

## 6 Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurden quaderförmige Bauteile mittels Elektronenstrahl Auftragsschweißen und Draht additiv gefertigt. Dazu wurde der Geometrieinfluss wichtiger technologischer Maschinenparameter untersucht und im Rahmen eines Versuchsplans ausgewertet. Das größte gefertigte Bauteil besteht aus 50 Einzelnähten verteilt auf 10 Schweißlagen. Daraus ergeben sich folgende Abmessungen: Länge 100 mm, Höhe 18 mm und Breite 20 mm. Es wird davon ausgegangen, dass die Fertigung von größeren quaderförmigen Strukturen keine Probleme darstellt.

Die Versuchspläne zur Untersuchung der Einflussparameter auf die Abmessungen von Einzelnähten zeigten, dass mit einzelnen Parametern die gewünschten Nahtabmessungen eingestellt werden können. Die Nahtbreite wird hauptsächlich vom Strahlstrom beeinflusst und die Nahthöhe vom Drahtvorschub und dem Verhältnis aus Draht pro Streckenlänge am Werkstück. Bei geringer Schweißgeschwindigkeit und hohem Drahtvorschub können hohe Nähte erzielt werden. Mit der Erhöhung des Strahlstroms kann in erster Linie eine breitere Naht erzielt werden. Aus den Versuchsplänen wurde auch die Basiseinstellung für mehrlagige Versuche abgeleitet, welche sich durch ein großes Verhältnis aus Nahthöhe und Nahtbreite sowie durch einen geringen Aufmischungsgrad auszeichnet.

Für mehrlagige Schweißungen wurde die Leistung mit der Höhe vermindert, um die Vorwärmung der Platte sowie den verminderten Wärmetransfer zu kompensieren. Aufgrund des geringen Einflusses des verminderten Strahlstroms auf die Nahthöhe, wurde mit der Basiseinstellung ein Wachstum der Höhe von ca. 1,7mm pro Lage beobachtet.

Für mehrspurige Volumen wurden verschiedene Nahtüberdeckungen erprobt. Ein möglichst ebener Schichtaufbau kann mit einem Nahtabstand von 70-75%, bezogen auf die Einzelnahtbreite, erzielt werden. Für die, während dieser Arbeit verwendete Basiseinstellung beträgt der Nahtabstand 4 mm bzw. die Nahtüberlappung 72%. In der Literatur wird von ähnlichen Werten für andere Verfahren bzw. andere Werkstoffe berichtet. [8, 42]

Die Drahthöhe hat einen Einfluss auf den Werkstoffübergang. Ein zu großer Abstand zwischen Draht und Substrat hat einen grobtropfigen Werkstoffübergang zur Folge und führt zu einem schlechten Nahtbild. Ist der Abstand zu klein führt das Reiben des Drahtes am Schmelzbadgrund bzw. an der Substratplatte ebenfalls zu schlechter Qualität. Für diese Arbeit wurde die Drahthöhe konstant mit einem mm festgelegt. Dies ermöglicht einen gewissen Toleranzbereich nach unten sowie nach oben. Der obere Bereich, an dem ein kontinuierlicher „Liquid-metal-bridge“-Materialtransfer mit guter Nahtqualität gerade noch auftritt, wird in der Literatur mit 4 mm angegeben. [26]

Der Erfolg der Schweißungen hängt unmittelbar mit der Drahtposition zusammen. Idealerweise befindet sich die Drahtspitze genau im Zentrum des Elektronenstrahls. Durch das Aufwickeln und Lagern des Schweißdrahtes erfährt der Draht eine bleibende Dehnung bzw. Biegung. Diese Biegung kann sich während fortschreitendem Abspulen von Draht ändern und somit muss die Lage der Drahtspitze überwacht und gegebenenfalls nachgestellt werden.

Besonders beim Fertigen von Quadern bzw. Volumen bewirkte eine, bezogen auf das Strahlzentrum, seitliche Drahtspitzenposition zu vermehrtem Auftreten von Fehlern. Dabei waren die Randnähte am fehleranfälligen. Eine symmetrische Schweißsequenz, bei der immer zuerst die mittlere Naht und dann abwechselnd die Randnähte geschweißt wurden, scheint hierbei günstig zu sein, da durch die mittlere Naht eine Führung für die Randnähte zur Verfügung steht.

Beim Elektronenstrahlschweißen haben nahezu alle Kräfte ihre Wirklinien in Strahlrichtung, welche meist auch die Wirkungslinie der Erdbeschleunigung ist. Beim Lichtbogenschweißen sind insbesondere die elektrischen bzw. magnetischen Kräfte unabhängig von der Schwerkraftichtung. Aus diesem Grund ist es für das Elektronenstrahlschweißen schwieriger geneigte Strukturen zu erzeugen. Ab einem Winkel von ca.  $28^\circ$ , welcher einem Seitenversatz zwischen den Nähten von 1 mm entspricht, sind keine zufriedenstellenden Ergebnisse mehr erzielbar. Bei Seitenversätzen von 1 mm und mehr traten ungleichmäßige Nähte sowie Materialübergang auf die Substratplatte darunter bzw. daneben auf. Somit stellt dies für das Verfahren in dieser Konfiguration eine Einschränkung bezüglich der Komplexität der fertigen Strukturen dar. Für die Herstellung komplexerer Strukturen wie zum Beispiel einer hohlen Halbkugel bedarf es zusätzlicher Achsen. Der Hersteller Sciaky Inc. zeigt in einem Werbevideo, dass die Fertigung einer Hohlkugelhälfte zumindest mit einer zusätzlichen Dreh- und Schwenkachse des Tisches möglich ist. [37]

Neben den technologischen Fertigungsrandbedingungen wurde auch eine Charakterisierung des Materials hinsichtlich Gefüge sowie mechanischer Eigenschaften durchgeführt. Die erreichten Kennwerte für die Festigkeit der Einzelproben liegen in der Größenordnung von Ergebnissen anderer additiver Verfahren. Als negativ sind insbesondere die hohe Anzahl an Poren sowie die niedrige Bruchdehnung im Schweißgut anzusehen. Durch eine Wärmebehandlung bei  $710^\circ\text{C}$  für 2 Stunden konnte die Bruchdehnung von 4,5% („as built“) auf 9,5% nach der WBH mehr als verdoppelt werden und dies bei einer nur moderaten Minderung von  $R_{p0,2}$  und  $R_M$ . Des Weiteren sind die richtungsabhängigen Kerbschlagarbeitswerte sowie die vorherrschende Kornorientierung ein Indiz dafür, dass nicht von einer Isotropie bezüglich der mechanischen Kennwerte ausgegangen werden kann.

Für das additiv gefertigte Titan ist eine feine  $\alpha$ -lamellare Mikrostruktur vorherrschend, bei der auch martensitische Anteile zu sehen sind. Die Makrostruktur besteht aus säulenförmigen ehemaligen  $\beta$ -

Körnern, die über mehreren Lagen in Aufbaurichtung wachsen. Nach dem Prozess zeigten sich teilweise bunte Farben an der Oberfläche, welche auch im Inneren der Kammer zu sehen waren. Es wird angenommen, dass es sich hierbei nicht um Oxidation, sondern um eine Art von Niederschlag, vielleicht von verdampfendem Material, handelt. Ansonsten sind die Randbereiche nach der Fertigung metallisch blank und frei von Oxidation und  $\alpha$ -case durch das Hochvakuum beim Prozess.

## 7 Ausblick

### **Verbesserung der Drahtzuführung:**

Für einen robusteren Prozess sowie größere und komplexere Bauteile ist es notwendig die Drahtzuführung zu überarbeiten. Dazu könnte eine Drahrichtereinheit vorgesehen werden, wo der Draht derart gebogen wird, dass er geradlinig gefördert werden kann. Außerdem ist die Reibung im gesamten System sowie weitere Drahtumlenkungen, welche zusätzliche Verformungen des Drahtes verursachen, zu minimieren. Die Reibung führt außerdem zu Vibrationen und Ungleichmäßigkeiten in der Drahtzuführungsgeschwindigkeit. Dies ermöglicht einen stabileren Prozess, welcher weiterentwickelt werden kann.

### **Automatisierung:**

Für die Untersuchungen dieser Arbeit wurde nach jeder Naht die Z- Achse verstellt bzw. die aktuellen Positions- und Leistungsparameter im CNC Programm manuell aktualisiert. Abgesehen von der Produktivitätssteigerung ist eine Automatisierung mit definiertem zeitlichen Abstand notwendig für wiederholbare Ergebnisse. Durch definierte Wartezeiten kann die Temperaturführung und damit können auch die mechanischen Eigenschaften eingestellt werden. Um die Genauigkeit zu steigern sowie komplexe Geometrien zu fertigen wäre hier speziell eine Höhenmessung des Bauteils sowie eine regelmäßige Kontrolle und Nachstellung der Drahtspitzenposition vorteilhaft. Dadurch könnte die Drahthöhe über dem Substrat und die Position des Drahtes im Strahlzentrum immer konstant gehalten werden, was weitere Fehler verhindert. Hinsichtlich gleichbleibender und wiederholgenauer Festigkeitseigenschaft wären auch Temperaturmessungen an der Schweißstelle vorteilhaft. Somit könnten die Zwischenlagentemperatur und gesamte Wärmeführung in Abstimmung mit den Leistungsparametern und Abkühlzeiten für unterschiedliche Geometrien konstant gehalten werden.

### **Verbesserung der mechanischen Eigenschaften:**

Die Ergebnisse anderer Untersuchungen legen nahe, dass durch veränderte Prozessparameter wie z.B. Leistung oder Wartezeit die Wärmeführung und damit die mechanischen Eigenschaften bzw. die Mikrostruktur beeinflusst werden können. Eventuell kann mit einer Leistungserhöhung der Martensitanteil verringert und die Bruchdehnung erhöht werden. Des Weiteren könnte eine zusätzliche Parameterstudie hinsichtlich den Zielgrößen Porenanzahl oder Bruchdehnung durchgeführt werden. Zusätzlich könnte eine genauere Materialanalyse einen möglichen Verlust von Legierungselementen durch Verdampfen oder einen erhöhten Sauerstoffgehalt aufzeigen. Möglicherweise könnte mit dem Schweißzusatz TiAl6V4-ELI, durch einen herabgesetzten Sauerstoffgehalt, eine höhere Bruchdehnung

erreicht werden. Zusätzlich könnten, mit genaueren chemischen Analysemethoden (z.B.: Elektronenstrahlmikroanalyse oder Röntgenfluoreszenzanalyse), Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung und Verluste von Legierungselementen durch Verdampfen untersucht werden.

#### **Weitere AM-Materialcharakterisierung:**

Für aussagekräftige Ergebnisse sind geeignete Stichprobenlosgrößen sowie weitere Materialcharakterisierungen notwendig, um diese Bauteile später einmal einsetzen zu können. Dazu könnte die Anisotropie auch für Zugproben in Quer- und Höhenrichtung noch untersucht werden. Die Bereiche der Zugproben, welche nicht im Bereich der Messlänge liegen, könnten dabei ähnlich wie bei den Proben C1 und C2 aus angeschweißtem Grundmaterial bestehen um den Aufwand gering zu halten. Insbesondere für dynamische Belastungen wird ein negativer Einfluss der inneren Kerben erwartet. Um Aussagen über die dynamische Belastbarkeit von AM-Bauteilen treffen zu können, wären hierzu weitere Untersuchungen notwendig. Außerdem könnte der Einfluss weiterer Wärmebehandlungen untersucht werden, um schließlich die Anforderungen der jeweiligen branchenspezifischen Produktnormen zu erfüllen und Bauteile mit diesem Verfahren in der Realität einsetzen zu können.

# Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Hohle Halbkugel gefertigt von Sciaky Inc. [9] .....	2
Abbildung 2: Kristallstruktur von Titan und TiAl6V4 in Anlehnung an [11, 12] .....	5
Abbildung 3: Einfluss der Legierungselemente auf die Phasendiagramme von Titanlegierungen [11] .	5
Abbildung 4: Vergleich der Werkstoffkennwerte von TiAl6V4 mit Stahl (S355) [18, 19] .....	7
Abbildung 5: (a.) Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf das TiAl6V4 Gefüge, (b.) Martensit, (c.) Kolonie und (d.) Widmanstätten [6].....	8
Abbildung 6: Duplex Struktur [20].....	9
Abbildung 7: Herstellungsrouten für die Duplexstruktur [13] .....	9
Abbildung 8: Feinkörniges globulares Gefüge (TiAl6V4), rekristallisiert bei 800°C. (a) Lichtmikroskop und (b) REM [13] .....	10
Abbildung 9: Einfluss der Abkühlrate auf Dehngrenze und Bruchdehnung von verschiedenen Ti-Legierungen [13] .....	10
Abbildung 10: Grundaufbau Elektronenstrahl-Schweißanlage in Anlehnung an [23, 24] .....	13
Abbildung 11: Tropfenübergang Lichtbogenschweißen [25].....	15
Abbildung 12: (links) Kräfte beim Tropfenübergang und (rechts) kontinuierlicher "Molten-metal bridge"-Übergang [26] .....	15
Abbildung 13: (links) Drahhöhe zu tief, (Mitte) Drahhöhe korrekt und (rechts) Drahhöhe zu hoch [8] .....	16
Abbildung 14: Wärmeableitung bei der additiven Fertigung links 3D Ableitung, nach rechts hin 2D [28] .....	17
Abbildung 15: Definition Aufmischungsgrad [22]    Formel 3: Definition Aufmischungsgrad [22].....	17
Abbildung 16: (links) Qualitativer Temperaturverlauf und (rechts) (Ti-6Al)-V Diagramm mit Spitzentemperatur-Bereichen II und III (WEZ-Zonen aus Abbildung 17) in Anlehnung an [12, 20] .....	19
Abbildung 17: Einteilung in Zonen in Abhängigkeit von der Spitzentemperatur. (oben) Auftragsnaht und (unten) Blindnaht ohne Schweißzusatz, in Anlehnung an [20].....	19
Abbildung 18: Säulenförmige Makrostruktur von additiv gefertigtem TiAl6V4 [6] .....	20
Abbildung 19: (a) Epitaktische Erstarrung und (b) Erstarrung ohne Epitaxie [27] .....	21
Abbildung 20: Grundmaterial, WEZ und Schweißgut in einer Verbindungsschweißung von TiAl6V4 [30] .....	21
Abbildung 21: Zusammenhang zwischen Fertigungsgeschwindigkeit, Leistung und Qualität [33] .....	24
Abbildung 22: Pulverbett-Schmelzverfahren mit Laser SLM [36] .....	26
Abbildung 23: Prinzipskizzen von additivem Fertigen mit Elektronenstrahl und Draht [33] .....	27
Abbildung 24: Unterschiedliche Fokuslagen. (I) Auf der Bauteiloberfläche fokussiert, (II) unterfokussiert und (III) überfokussiert, in Anlehnung an [24] .....	29
Abbildung 25: Strahlfigur konzentrische Kreise [8].....	29
Abbildung 26: Einfluss der Parameter auf die Nahtbreite bzw. Nahthöhe [39] .....	30
Abbildung 27: Zusammenhang Winkel, Seitenversatz und Einzelnahthöhe bei schrägen Wänden [40] .....	31
Abbildung 28: Nahtabstand zu gering, instabiler Prozess [42] .....	31
Abbildung 29: Einfluss des Überlappungsabstandes auf Ebenheit. (oben) Grenzwert ab dem stabile Überlappung herrscht, (Mitte) stabile Überlappung und (unten) instabile Überlappung [42] .....	32
Abbildung 30: Mikrostruktur von AM TiAl6V4 mit SMD. (links) Probe aus unterem Bereich und (rechts) Probe im Bereich der Bauteiloberseite [45].....	34

Abbildung 31: Bauteile einer Hüftprothese. (I) Stem, (II) Head, (III) Line und (IV) Cup [51] .....	36
Abbildung 32: Elektronenstrahlschweißanlage IMAT [53] .....	38
Abbildung 33: Schematischer Versuchsaufbau .....	42
Abbildung 34: Parameter-Sets .....	45
Abbildung 35: FE Modelle .....	46
Abbildung 36: (links) Versuchsaufbau Temperaturmessung und (rechts) fertiges Teststück .....	47
Abbildung 37: Zugproben „as built“ und WBH 1 .....	49
Abbildung 38: Abmessungen Zugproben nach [55] .....	49
Abbildung 39: Probenentnahme Kerbschlagbiegeproben (Längs- bzw. Querproben) .....	50
Abbildung 40: Nahtüberhöhung und Einbrandkerbe bei Einzelnähten (Bild zeigt Nähte von Versuchspl 2) .....	51
Abbildung 41: Statistische Auswertung der Versuchspläne 2 und 3, Einflüsse auf Nahtbreite und Nahthöhe (signifikante sind rot umrandet) ▪ Zentralpunkt aus Versuchsplan 1 • Eckpunkte des Versuchsplans.....	52
Abbildung 42: Zusammenfassung von Versuchsplan 2 und 3 für konstante Abschmelzleistung. (links) Einflüsse auf die Nahtbreite und (rechts) Einflüsse auf die Nahthöhe .....	53
Abbildung 43: Einfluss des Substrattyps auf die Geometrie für die Einstellung A: $I_s= 17,5$ mA; $v_s=9$ mm/s; $v_D=3,3$ m/min .....	54
Abbildung 44: Parameterabhängiger Aufmischungsgrad (Parameter siehe Tabelle 19) .....	55
Abbildung 45: Haupteffektdiagramm, Konturdiagramm Aufmischungsgrad .....	55
Abbildung 46: Unterschiede in der durchschnittlichen Nahthöhe .....	56
Abbildung 47: Lineare Höhenzunahme, Parametersatz I.....	57
Abbildung 48: Nahtüberhöhung am Anfang und Abschrägung am Ende bei mehrlagigen Wänden, Seitensicht 9-lagige Wand.....	58
Abbildung 49: Anhaftender Tropfen an der Drahtspitze durch veränderten Werkstoffübergang am Schweißnahtende.....	58
Abbildung 50: Synchronisierung Simulation und Temperaturmessung.....	59
Abbildung 51: Messung und Simulation. (oben) Naht 1 und (unten) Naht 9 .....	59
Abbildung 52: Gemessener Temperaturverlauf Naht 1-8.....	60
Abbildung 53: Nahtabstand Skizze .....	61
Abbildung 54: Verschiedene Nahtüberdeckungen (55-75 %) .....	61
Abbildung 55: Unterschiedliche Schweißsequenzen. (links) zeilenförmig und (rechts) symmetrisch..	62
Abbildung 56: Geneigte Wände Querschnitt .....	63
Abbildung 57: (links) Möglicher Bindefehler im Übergangsbereich und (rechts) Pore in Nahtmitte...	64
Abbildung 58: Säulenförmige Makrostruktur und "layer bands". (a.) WEZ – Substrat, (b.) Probenzentrum und (c.) letzte Lage .....	64
Abbildung 59: Makrostruktur WBH 2 (1050°C, 20 min). (links) Abkühlung an der Luft und (rechts) Abkühlung im Ofen.....	65
Abbildung 60: Charakterisierung WEZ, Zustand „as built“. (links) Vergrößerung Randbereich der WEZ und (rechts) Übersicht WEZ bis AM-Material .....	66
Abbildung 61: Rasterelektronen-Mikroskop-Bilder. (links) Grundmaterial bzw. Substrat und (rechts) Schweißdraht.....	66
Abbildung 62: Randbereiche und „ $\alpha$ – case“. (a.) „as built“, (b.) WBH1 und (c.) WBH2 .....	67
Abbildung 63: Oberflächenzustand. (a.) „as built“, (b.) WBH1, (c1.) WBH2 Luftabkühlung und (c2.) WBH2 Ofenabkühlung.....	67

Abbildung 64: Mikrostruktur im Zentrum des AM-Materials (siehe Kapitel 3.6.1, Seite 49). (links) „as built“ und (rechts) WBH1 .....	68
Abbildung 65: Mikrostruktur Längsschnitt aus den Zugproben. (links) „as built“ und (rechts) WBH1.	68
Abbildung 66: Lamellenbreite, Wand 5 Lagen x 1 Naht, „as built“. (links) oberste Lage und (rechts) 1. Lage .....	69
Abbildung 67: Probenübersicht WBH 2. (links) Ofenabkühlung und (rechts) Luftabkühlung .....	69
Abbildung 68: Gefüge nach WBH 2 (1050°C 20 min). (links) Ofenabkühlung und (rechts) Luftabkühlung .....	70
Abbildung 69: (links) Übersicht Messpunkte und Linienscans der EDX Analyse und (rechts) REM-Detaildarstellung der Punkte a1-3 .....	71
Abbildung 70: EDX Analyse der Elemente Ti, Al und V, Linienscans. (oben) vertikaler Linienscan und (unten) horizontaler Linienscan (Positionen siehe Abbildung 69) .....	72
Abbildung 71: Übersicht Zug- und Kerbschlagbiegeproben.....	73
Abbildung 72: Verteilung der Härteverläufe über Höhe, jeweils vom Grundmaterial bis oben (WBH 2 ohne $\alpha$ -case).....	73
Abbildung 73: Härteverlauf über Höhe (jeweils HV 0,5). (links) "as built" und (rechts) Wärmebehandlung 1 (710°C 2h Luft).....	74
Abbildung 74: Härtemapping .....	74
Abbildung 75: Härteverlauf über die Höhe für Wärmebehandlung 2 (1050°C 20 min.). (links) Luftabkühlung und (rechts) Ofenabkühlung .....	75
Abbildung 76: Härtemessung "alpha case" Probe mit WBH 2 Luftabkühlung.....	75
Abbildung 77: Spannungs-Dehnungs-Diagramm .....	76
Abbildung 78: Bruchorientierung und Bruchflächen .....	77
Abbildung 79: Zugversuch – Bruchfläche .....	77
Abbildung 80: Kerbschlagbiegeproben Bruchflächen .....	78
Abbildung 81: Drahtdüse und Draht Seitenversatz.....	79
Abbildung 82: Al-Konzentrationsunterschied und Einfluss von Parametern auf den Al-Gehalt von EBM Proben [62].....	81
Abbildung 83: Bewertung von Bruchdehnung A und Brucheinschnürung Z aus dem Zugversuch [44, 63] .....	82
Abbildung 84: Bewertung der Spannungskennwerte aus dem Zugversuch [44, 63] .....	82
Abbildung 85: Vergleich der Kennwerte mit Literaturreferenzwerten von anderen Verfahren. (links) Werte für „as built“ und (rechts) Werte für WBH 1 [6, 60, 64] .....	83
Abbildung 86: Temperaturverlauf Einzellagen .....	101
Abbildung 87: Temperaturverlauf Einzellagen (Weiterführung Abbildung 86).....	102
Abbildung 88: Zeitlicher Temperaturverlauf (Lagen 1-8) für die einzelnen Thermoelemente.....	103

## Formelverzeichnis

Formel 1: Definition der Streckenenergie E.....	16
Formel 2: Definition der Wärmeeinbringung Q.....	16
Formel 3: Definition Aufmischungsgrad [22] .....	17

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Vergleich der physikalischen und mechanischen Eigenschaften von Titan, Aluminium und Eisen sowie ausgewählter Legierungen [10, 12, 13, 15] .....	3
Tabelle 2: Eigenschaften von $\alpha$ , $\beta$ und $\alpha+\beta$ Ti Legierungen in Anlehnung an [11].....	6
Tabelle 3: Physikalische Werkstoffkennwerte [13, 17, 18] .....	7
Tabelle 4: Vergleich der mechanischen Eigenschaften abhängig von der Mikrostruktur [6, 13] .....	11
Tabelle 5: AM Verfahren Übersicht [1, 4, 32].....	23
Tabelle 6: Additive Fertigungsverfahren für vorwiegend metallische Werkstoffe in Anlehnung an [6, 33, 34] .....	24
Tabelle 7: Vorgaben für Kennwerte aus dem Zugversuch (alle Werte jeweils in X, Y, und Z-Richtung) [44] .....	33
Tabelle 8: Probenpräparation [54] .....	39
Tabelle 9: Verwendete Anlagen und Geräte Metallografie .....	39
Tabelle 10: Übersicht Maschinenparameter .....	40
Tabelle 11: Versuchsplan 1.....	43
Tabelle 12: Versuchsplan 2 (niedrige Leistung).....	44
Tabelle 13: Versuchsplan 3 (hohe Leistungen) .....	44
Tabelle 14: Übersicht über die Parameter der Basiseinstellung A.....	45
Tabelle 15: Abmessungen und Randbedingungen FE-Modelle .....	46
Tabelle 16: Wärmebehandlungen [6, 14].....	48
Tabelle 17: Probenübersicht .....	48
Tabelle 18: Zusammenfassung Einflussparameter.....	53
Tabelle 19: Aufmischungsgrad abhängig von Strom ( $I_s$ ), Schweißgeschwindigkeit ( $v_s$ ) und Drahtvorschub( $v_D$ ) .....	55
Tabelle 20: EDX-Analyse der Elemente Ti, Al und V für Grundmaterial, Draht und AM-Material (Positionen von a-d siehe Abbildung 69) .....	71
Tabelle 21: Ergebnisse des Zugversuchs [11].....	76
Tabelle 22: Ergebnisse Kerbschlagbiegeversuche (alle Werte bei Raumtemperatur).....	78

# Literaturquellen

- [1] T. S. Srivatsan and T. S. Sudarshan, *Additive Manufacturing: Innovations, Advances, and Applications*. Boca Raton FL: CRC Press, 2016
- [2] Franziska Schmid, *Testing a soft artificial heart*. [Online] Verfügbar unter: [https://www.ethz.ch/en/news-and-events/eth-news/news/2017/07/artificial\\_heart.html](https://www.ethz.ch/en/news-and-events/eth-news/news/2017/07/artificial_heart.html), Zuletzt geprüft am: 17.08.17
- [3] Airbus, *Airbus Group To Present Innovative Technologies at ILA 2016* [Online] Available <http://www.airbus.com/newsroom/press-releases/en/2016/05/Airbus-Group-To-Present-Innovative-Technologies-at-ILA-2016.html>. Accessed on: August 17 2017
- [4] I. Gibson, D. Rosen, and S. Brent, *Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing*. New York: Springer New York Heidelberg Dodrecht London, 2015
- [5] W. Weißenbach, *Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*, 17th ed. Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2010
- [6] D. Greitemeier, *Untersuchung der Einflussparameter auf die mechanischen Eigenschaften von additiv gefertigtem TiAl6V4*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2016
- [7] J. Stockinger, "Additive Fertigung mittels CMT-Prozess für Reparaturarbeiten an Schmiedegeselenken," Masterarbeit, IMAT, Technische Universität Graz, 2017
- [8] J. Fuchs, "Drahtbasierte additive Fertigung mit dem Elektronenstrahl und einer unlegierten Massivdrahtelektrode (G4Si1)," Masterarbeit, IMAT, Technische Universität Graz, 2016
- [9] *Hohle Halbkugel Skiaky Inc*. [Online] Verfügbar unter: <http://www.sciaky.com/images/content/thumbs/titanium-additive-manufacturing-system-sciaky-thumb.jpg>, Zuletzt geprüft am: 20.08.17
- [10] S. Seong, O. Younossi, and W. Goldsmith, *Titanium: Industrial Base, Price Trend, and Technology Initiatives*. Santa Monica, CA: RAND Corporation, 2009
- [11] C. Leyens and M. Peters, *Titanium and Titanium Alloys*. Weinheim: WILEY-VCH, 2003
- [12] H. Bargel and G. Schulze, *Werkstoffkunde*. Berlin - Heidelberg: Springer Vieweg, 2011
- [13] G. Lütjering and J. C. Williams, "Titanium," vol. 2, 2007
- [14] DVS 2713:2016-04, *Schweißen von Titanwerkstoffen Werkstoffe - Prozesse - Fertigung - Prüfung und Bewertung von Schweißverbindungen (DVS 2713:2016-04)*
- [15] W. Weißbach, M. Dahms, and C. Jaroschek, *Werkstoffkunde Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2015
- [16] I. P. Polmear, Ed., *Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals*, 4th ed. Oxford: Elsevier's Science and Technology, 2006
- [17] *Datenblatt Ti. Grade 2*. [Online] Verfügbar unter: [http://www.thyssenkrupp.ch/documents/Titan\\_Grade\\_2.pdf](http://www.thyssenkrupp.ch/documents/Titan_Grade_2.pdf), Zuletzt geprüft am: 01.08.17
- [18] *Datenblatt TiAl6V4*. [Online] Verfügbar unter: [https://www.zapp.com/fileadmin/download/03-orange/01-nickel-kobalt-titan/01-datenblaetter/16-Titan%20TiAl6V4\\_Grade%205\\_d\\_09.13.pdf](https://www.zapp.com/fileadmin/download/03-orange/01-nickel-kobalt-titan/01-datenblaetter/16-Titan%20TiAl6V4_Grade%205_d_09.13.pdf), Zuletzt geprüft am: 01.08.17
- [19] *Datenblatt S355*. [Online] Verfügbar unter: [http://www.thyssenkrupp.at/files/ts/Werkstoffdatenblaetter/XABO\\_355\\_\\_WB\\_1205\\_\\_deutsch.pdf](http://www.thyssenkrupp.at/files/ts/Werkstoffdatenblaetter/XABO_355__WB_1205__deutsch.pdf), Zuletzt geprüft am: 01.08.17
- [20] E. Brandl, V. Michailov, B. Viehweger, and C. Leyens, "Deposition of Ti-6Al-4V using laser and wire, part I: Microstructural properties of single beads," *Surface and Coatings Technology*, vol. 206, no. 6, pp. 1120–1129, 2011

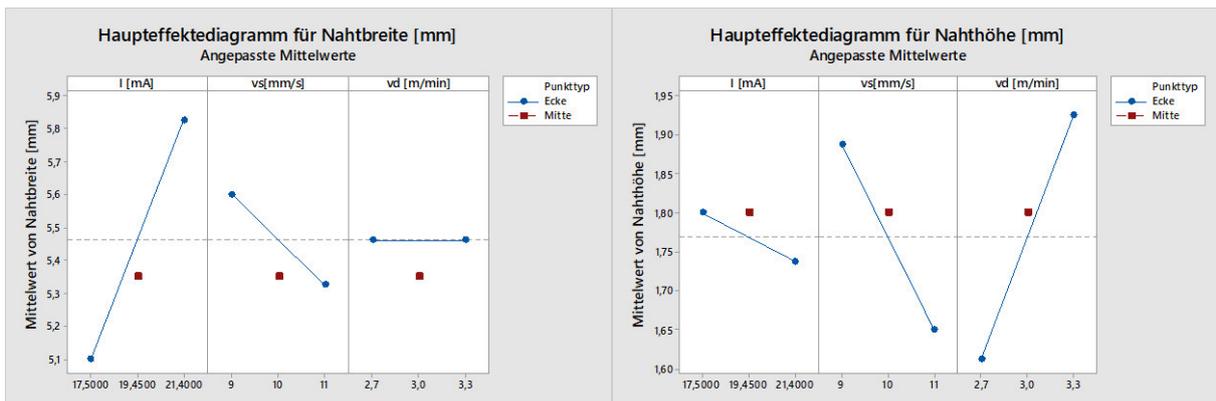
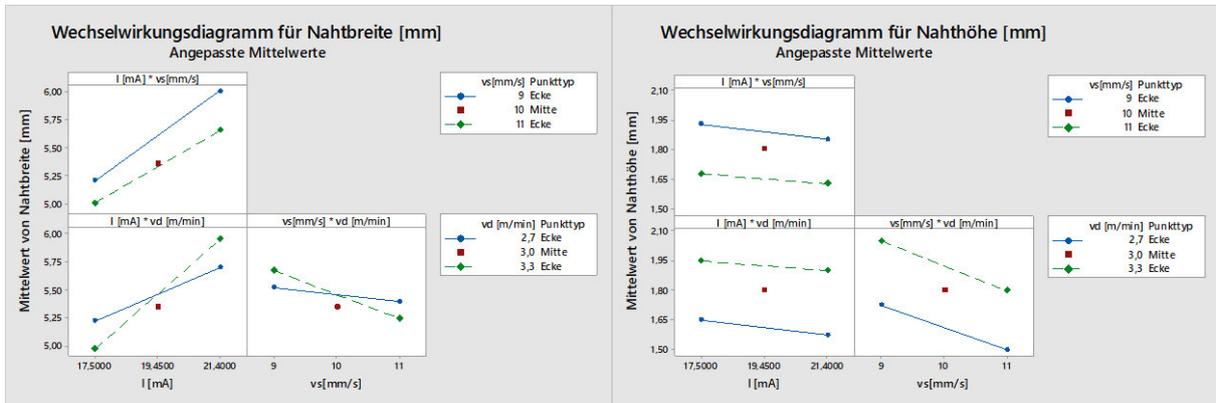
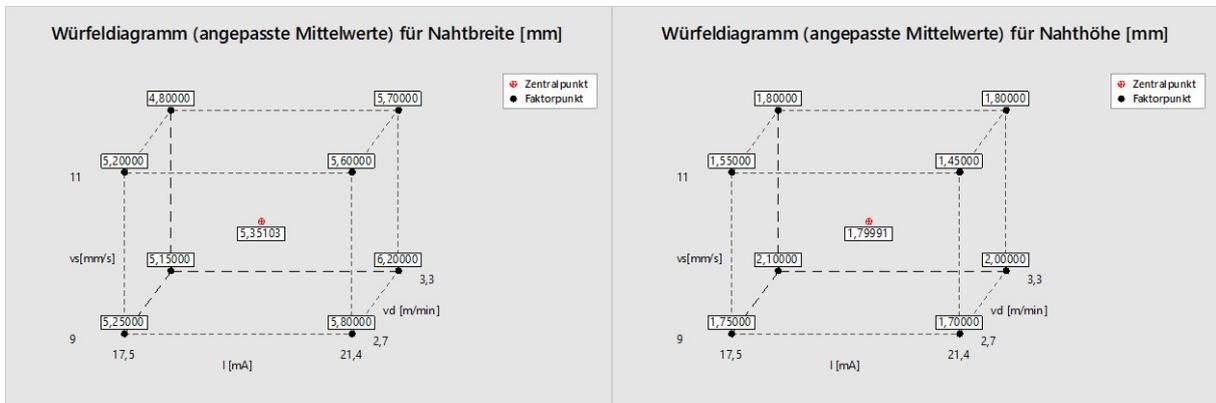
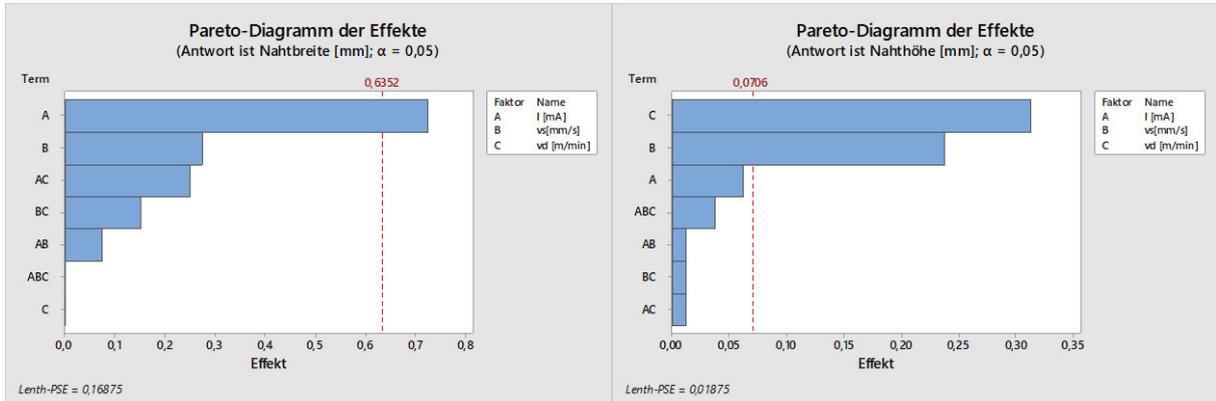
- [21] DIN EN 14610:2005-02, *Schweißen und verwandte Prozesse - Begriffe für Metallschweißprozesse Dreisprachige Fassung (DIN EN 14610:2005-02)*
- [22] H. J. Fahrenwaldt and V. Schuler, *Praxiswissen Schweißtechnik*, 4th ed.: Vieweg+Teubner, 2011
- [23] V. Adam, U. Clauß, h. c. D. v. Dobeneck, T. Krüssel, and T. Löwer, *Elektronenstrahl-Schweißen - Grundlagen einer faszinierenden Technik*, 2011
- [24] H. Schultz, *Electron Beam Welding*. Abbingdon England: Woodhead Publishing Limited, 1993
- [25] U. Dilthey, *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1: Schweiß - und Schneidtechnologie*, 3rd ed.: Springer Berlin Heidelberg, 2006
- [26] J. Zhao, B. Zhang, X. Li, and R. Li, "Effects of metal-vapor jet force on the physical behavior of melting wire transfer in electron beam additive manufacturing," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 220, pp. 243–250, 2015
- [27] G. Schulze, *Die Metallurgie des Schweißens*, 4th ed.: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010
- [28] E. Brandl, A. Schoberth, and C. Leyens, "Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM)," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 532, pp. 295–307, 2012
- [29] E. Brandl, V. Michailov, B. Viehweger, and C. Leyens, "Deposition of Ti-6Al-4V using laser and wire, part II: Hardness and dimensions of single beads," *Surface and Coatings Technology*, vol. 206, no. 6, pp. 1130–1141, 2011
- [30] N. Suresh, M. G. Pillai, and J. Mathew, "Investigations into the effects of electron beam welding on thick Ti-6Al-4V titanium alloy," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 192, pp. 83–88, 2007
- [31] M. Schmid, *Additive Fertigung mit Selektivem Lasersintern (SLS): Prozess und Werkstoffüberblick*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2015
- [32] ISO 17296-2:2015, *Additive Fertigung - Grundlagen - Teil 2: Überblick über Prozesskategorien und Rohmaterialien (ISO 17296-2:2015)*
- [33] W. E. Frazier, "Metal Additive Manufacturing: A Review," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 23 (Issue 6), pp. 1917–1928, 2014
- [34] E. Brandl, F. Palm, V. Michailov, B. Viehweger, and C. Leyens, "Mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by a solid-state laser and wire," *Materials & Design*, vol. 32 (Issue10), pp. 4665–4675, 2011
- [35] D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li, S. van Duin, and N. Larkin, "Bead modelling and implementation of adaptive MAT path in wire and arc additive manufacturing," *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, vol. 39, pp. 32–42, 2016
- [36] S. M. Thompson, L. Bian, N. Shamsaei, and A. Yadollahi, "An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics," *Additive Manufacturing*, vol. 8, pp. 36–62, 2015
- [37] Sciaky Inc. [Online] Verfügbar unter: <http://www.sciaky.com/de/>, Zuletzt geprüft am: 15.08.17
- [38] J. K. Watson, K. M. Taminger, R. A. Harley, and D. D. Petersen, "DEVELOPMENT OF A PROTOTYPE LOW-VOLTAGE ELECTRON BEAM FREEFORM FABRICATION SYSTEM," in *13th Solid Freeform Fabrication Symposium, August 5-7, 2002, Austin, TX. In proceedings, University of Texas at Austin (2002)*.
- [39] T. A. Wallace, K. S. Bey, K. M. B. Taminger, and R. A. Hafley, "A Design of Experiments Approach Defining the Relationships Between Processing and Microstructure for Ti-6Al-4V," in *Proceedings of Solid Freeform Fabrication Symposium [15th], Austin, Texas August 2-4, 2004*

- [40] J. Xiong, Y. Lei, H. Chen, and G. Zhang, "Fabrication of inclined thin-walled parts in multi-layer single-pass GMAW-based additive manufacturing with flat position deposition," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 240, pp. 397–403, 2017
- [41] S. Suryakumar, K.P. Karunakaran, Alain Bernard, U. Chandrasekhar, N. Raghavender, and Deepak Sharma, "Weld bead modeling and process optimization in Hybrid Layered Manufacturing," *Computer-Aided Design*, vol. 43, no. 4, pp. 331–344, 2011
- [42] D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, and H. Li, "A multi-bead overlapping model for robotic wire and arc additive manufacturing (WAAM)," *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, no. 31, pp. 101–110, 2015
- [43] *EN ISO 17296-3:2017-01, Additive Fertigung - Grundlagen Teil 3: Haupteigenschaften und entsprechende Testmethoden (EN ISO 17296-3:2017-01)*
- [44] *ASTM F2924 - 12:2012-01, Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium with Powder Bed Fusion (ASTM F2924 - 12)*
- [45] B. Baufeld, O. van der Biest, and R. Gault, "Additive manufacturing of Ti-6Al-4V components by shaped metal deposition: Microstructure and mechanical properties," *Materials & Design*, vol. 31, pp. 106–111, 2010
- [46] B. Baufeld, E. Brandl, and O. van der Biest, "Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 211, no. 6, pp. 1146–1158, 2011
- [47] M. Yan and P. Yu, Eds., *An Overview of Densification, Microstructure and Mechanical Property of Additively Manufactured Ti-6Al-4V — Comparison among Selective Laser Melting, Electron Beam Melting, Laser Metal Deposition and Selective Laser Sintering, and with Conventional Powder: Chapter from the book Sintering Techniques of Materials*. Rijeka: InTech, 2015
- [48] A. Wiesner, "Selective Laser Melting," *Laser Technik Journal*, vol. 5, no. 4, pp. 54–55, 2008
- [49] K. M. Taminger and R. A. Hafley, "Electron beam freeform fabrication for cost effective near-net shape manufacturing," *Nato Avt*, vol. 139, 2006
- [50] M. Geetha, A. K. Singh, R. Asokamani, and A. K. Gogia, "Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants - A review," *Progress in Materials Science*, vol. 54, no. 3, pp. 397–425, 2009
- [51] Q. Chen and G. A. Thouas, "Metallic implant biomaterials," *Materials Science and Engineering R: Reports*, vol. 87, pp. 1–57, 2015
- [52] *smith-nephew*. [Online] Verfügbar unter: <http://www.smith-nephew.com/deutschland/fachgebiete/orthopadie/>, Zuletzt geprüft am: 10.01.17
- [53] *Elektronenstrahlschweißanlage der Technischen Universität Graz IMAT*. [Online] Verfügbar unter: <https://www.tugraz.at/tu-graz/services/news-stories/planet-research/einzelansicht/article/schweissen-am-puls-der-zeit/>; 15.05.2017, Zuletzt geprüft am: 26.08.17
- [54] *Metallografische Präparation von Titan*. [Online] Verfügbar unter: [http://cdnstruersproduction.azureedge.net/-/media/Struers-media-library/Materials/Application-reports/German/Application\\_Note\\_Titanium\\_2015\\_DE.pdf](http://cdnstruersproduction.azureedge.net/-/media/Struers-media-library/Materials/Application-reports/German/Application_Note_Titanium_2015_DE.pdf); 15.05.2017
- [55] *DIN 50125:2004-01, Prüfung Metallischer Werkstoffe - Zugproben (DIN 50125:2004-01)*
- [56] *ISO 148-1:2016, Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 148-1:2016)*
- [57] P.M. Sequeira Almeida, S. Williams, "INNOVATIVE PROCESS MODEL OF TI-6AL-4V ADDITIVE LAYER MANUFACTURING USING COLD METAL TRANSFER (CMT)," *Proceedings of the 21st Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, Texas., 2010*

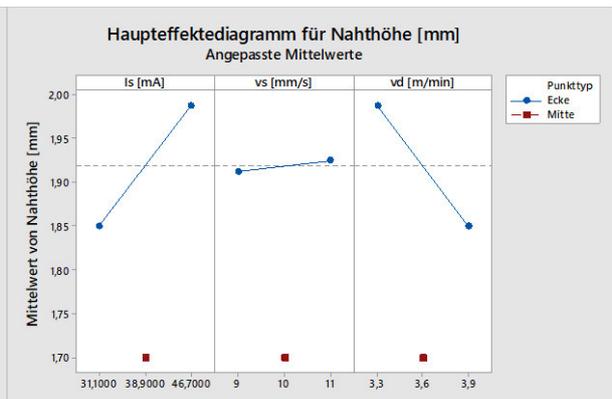
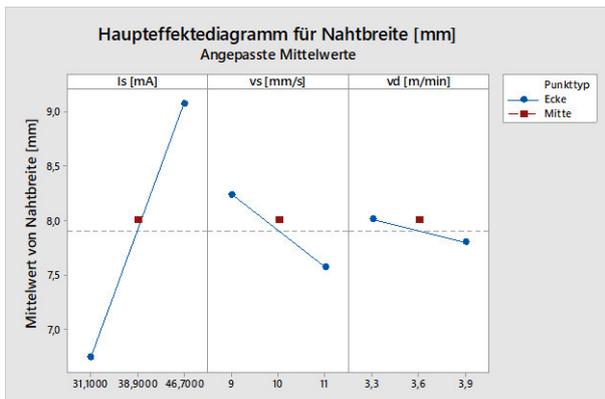
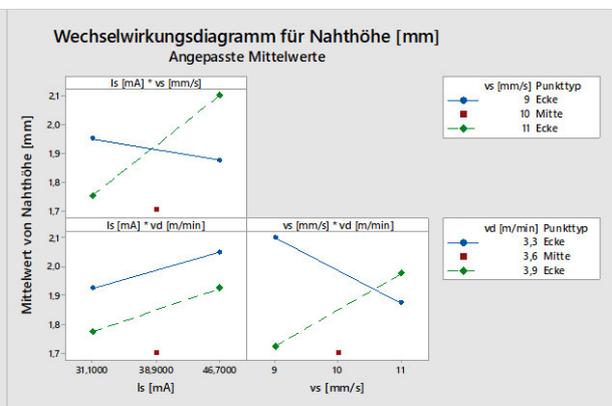
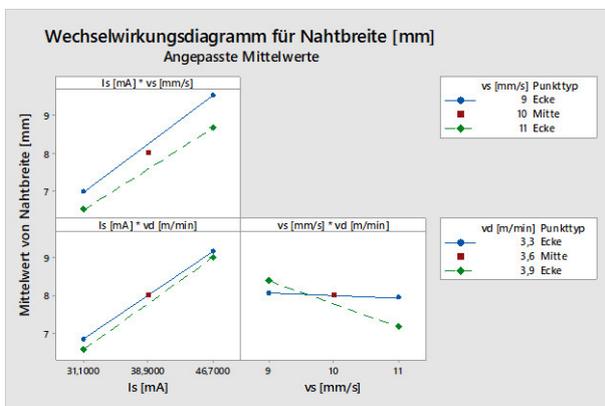
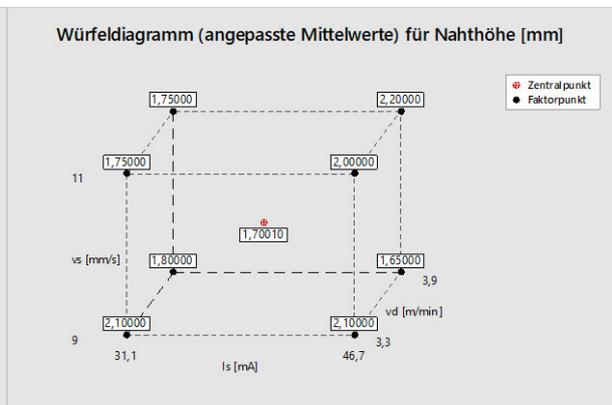
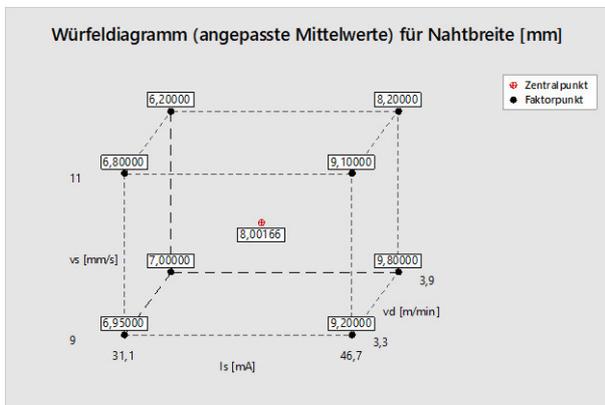
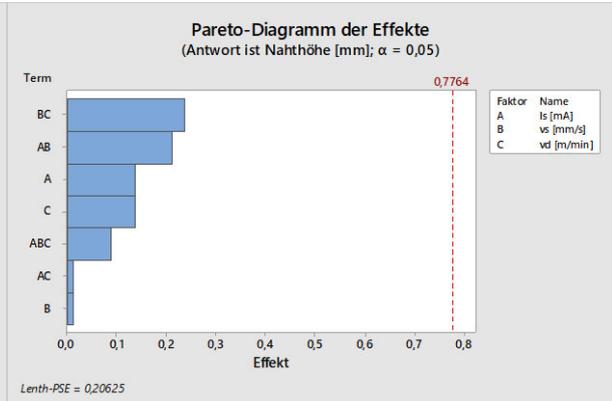
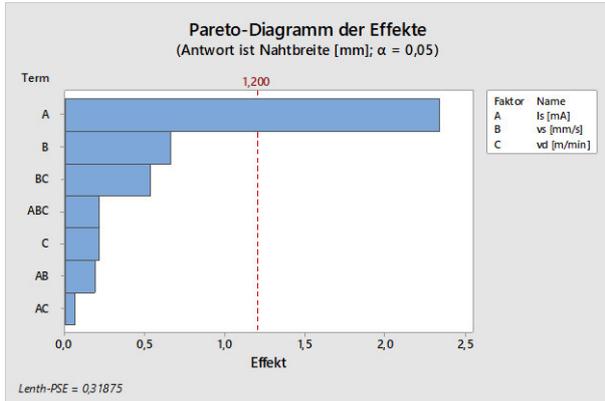
- [58] Corinne Charles Murgau, "Microstructure Model for Ti-6Al-4V used in Simulation of Additive Manufacturing," PHD Thesis, Department of Engineering Sciences and Mathematics, LULEÅ UNIVERSITY OF TECHNOLOGY, Luleå Schweden, 2016
- [59] H. H.Salmang, *Keramik*, 7th ed.: Springer Berlin Heidelberg New York, 2007
- [60] Y. Zhai, H. Galarraga, and D. A. Lados, "Microstructure, static properties, and fatigue crack growth mechanisms in Ti-6Al-4V fabricated by additive manufacturing: LENS and EBM," *Engineering Failure Analysis*, vol. 69, pp. 3–14, 2016
- [61] X. Zhao, S. Li, M. Zhang Y.Liu, T. B. Sercombe, S. Wang, Y. Hao, R. Yang, and L. E. Murr, "Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting," *Materials & Design*, vol. 95, pp. 21–31, 2016
- [62] V.Juechter, T.Scharowsky, R.F.Singer, C.Körner, "Processing window and evaporation phenomena for Ti-6Al-4V produced by selective electron beam melting," *Acta Materialia*, vol. 76, pp. 252–258, 2014
- [63] *DIN EN ISO 5832-3:2012 Chirurgische Implantate – Metallische Werkstoffe – Teil 3: Titan 6-Aluminium 4-Vanadium Knetlegierung (EN ISO 5832-3:2012)*
- [64] P. Edwards, A. O'Conner, and M. Ramulu, "Electron Beam Additive Manufacturing of Titanium Components: Properties and Performance," *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, vol. 135, no. 6, p. 61016, 2013

# Anhang

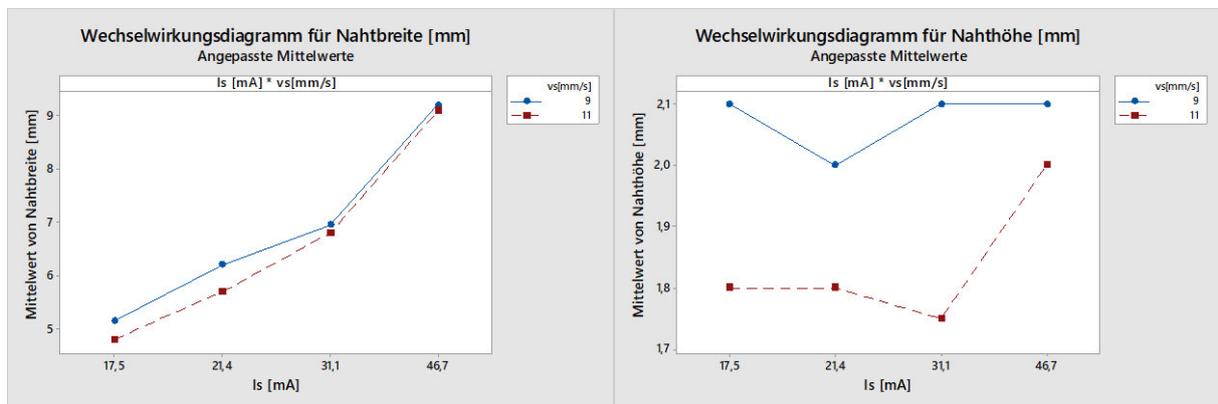
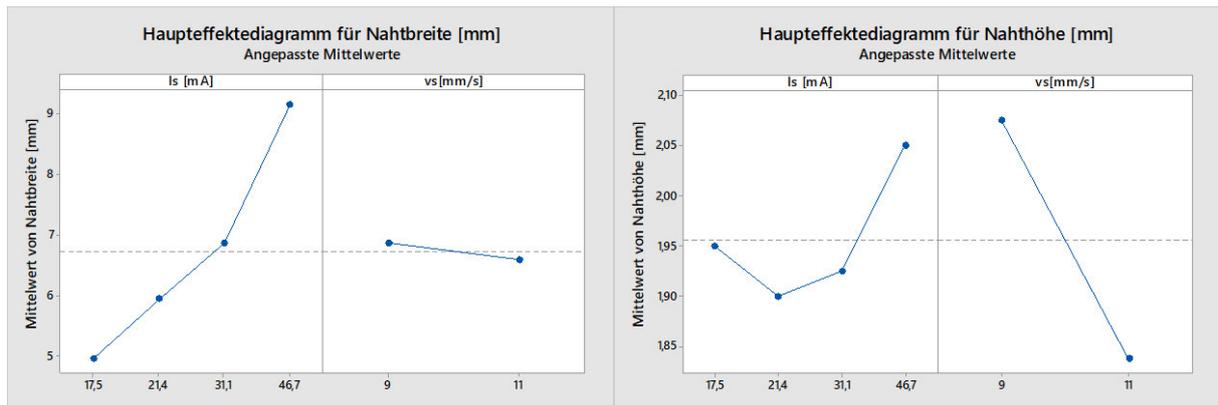
## Auswertung von Versuchsplan 2 „niedrige Leistung“



# Auswertung von Versuchsplan 3 „hohe Leistung“



## Auswertung von Versuchsplan 2 und 3 (Drahtvorschub ist konstant)



## Temperaturmessdaten



Abbildung 86: Tempertaturverlauf Einzellagen

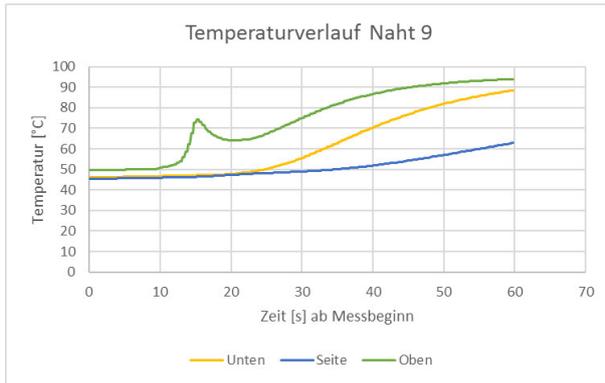


Abbildung 87: Tempertaturverlauf Einzellagen (Weiterführung Abbildung 86)

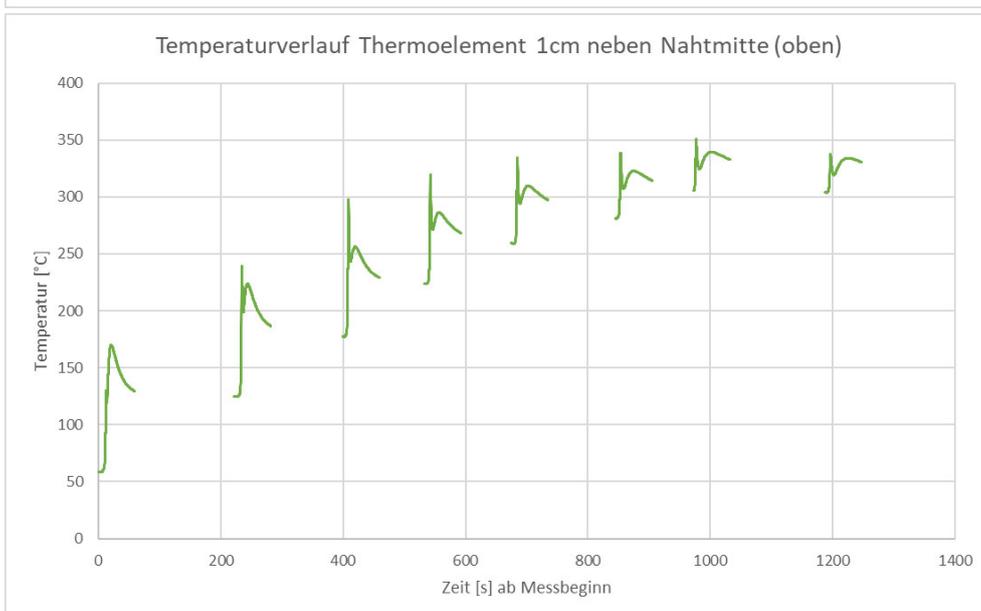
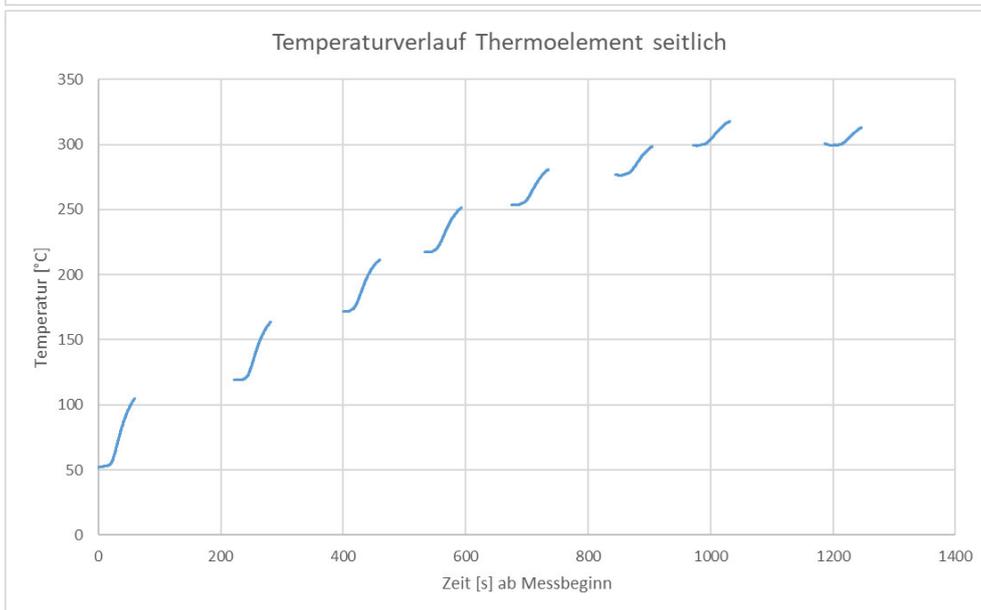
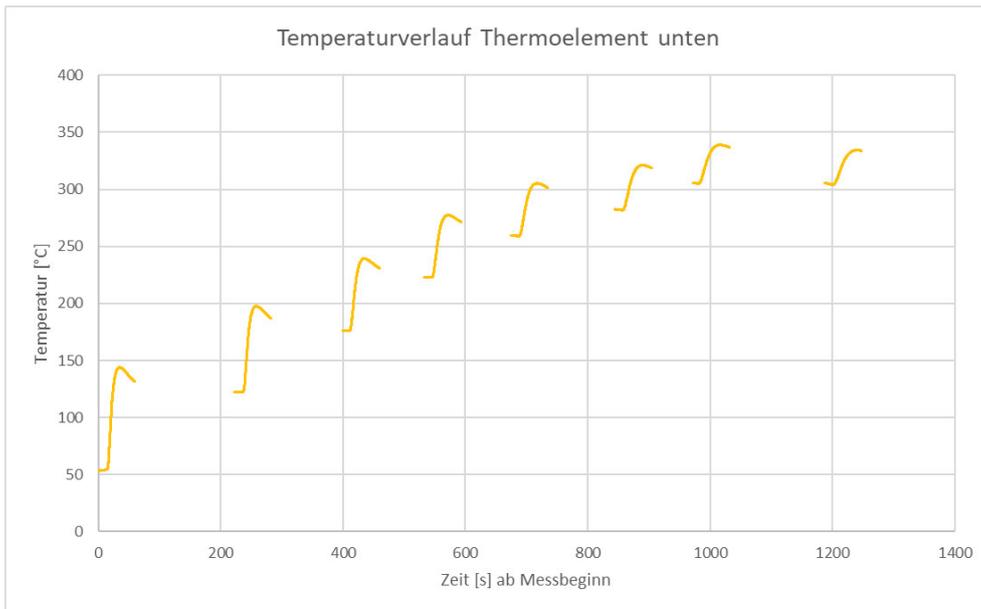


Abbildung 88: Zeitlicher Temperaturverlauf (Lagen 1-8) für die einzelnen Thermoelemente

# Prüfprotokoll Zugversuch



02.08.17

## Prüfprotokoll-Zugversuch

Überschrift : Prüfprotokoll-Zugversuch    Probentyp : Rundzugprobe  
 Prüfnorm : DIN EN ISO 6892-1    Prüfer : Herbert Penker

Prüfgeschwindigkeiten : Verfahren B    Geschwindigkeit Streckgrenze : 1 mm/min  
 Vorkraft : 200 N    Prüfgeschwindigkeit : 1 mm/min  
 Geschwindigkeit E-Modul : 1 mm/min

### Prüfergebnisse:

Legende	Nr	Art und Bezeichnung	L <sub>0</sub> SW mm	m <sub>E</sub> GPa	R <sub>p0.2</sub> MPa	R <sub>eH</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	F <sub>m</sub> kN	A <sub>g</sub> %	A <sub>10</sub> %	S <sub>0</sub> mm <sup>2</sup>	L <sub>0</sub> mm
	1	A1	30.15	120	846	953	953	26.05	2.11	3.7	27.34	30.15
	2	A2	30.15	119	826	881	878	24.42	7.75	8.8	27.81	30.15

Legende	Nr	L <sub>u</sub> mm	A <sub>manust</sub> %	d <sub>1u</sub> mm	d <sub>2u</sub> mm	Z %
	1	31.5	4.5	5	4.85	30
	2	33	9.5	5.75	5.45	11

### Seriengrafik:

