Gefördert durch:





Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz

Friedrich-Alexander-Universität Technische Fakultät

aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages

Schlussbericht

der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

zum Verbundvorhaben



Teilvorhaben

Qualifizierung und Qualitätssicherungsstrategien des additiven Fertigungsprozesses

Förderkennzeichen:	20W1709E
Bewilligungszeitraum:	01.01.2018 - 31.06.2022
Zuwendungsempfänger:	FAU Erlangen-Nürnberg,
	Department Werkstoffwissenschaften,
	Lehrstuhl Allgemeine Werkstoffeigenschaften
Autoren:	M.Sc. D. Elitzer,
	PD DrIng. habil. H. W. Höppel
	Prof. DrIng. habil. M. Göken

1	Kurzdarstellung des Vorhabens REGULUS2	
	1.1	Praktischer Hintergrund des Lehrstuhls WW1
	1.2	Zusammenarbeit mit anderen Stellen
	1.3	Wissenschaftlicher Hintergrund
	1.4	Stand der Technik
2	Ei	ngehende Darstellung der Ergebnisse10
	2.1	Probenherstellung und Methodik
	2.2	Wechselwirkungen der Prozessparameter mit relevanten Kenngröße
	2.3	Wärmebehandlungen und HIP-Verfahren
	2.4	Untersuchung der zyklischen mechanischen Eigenschaften
	2.5	Bedeutung der Ergebnisse für das Projekt
	2.6	Voraussichtlicher Nutzen und Verwertbarkeit
	2.7	Veröffentlichungsarbeit
3	3 Literaturverzeichnis	

1 Kurzdarstellung des Vorhabens REGULUS

Großvolumige Luftfahrtstrukturteile werden im derzeit angewandten Fertigungsprozess aus spannungsarmgeglühten Walzbrammen durch Fräsprozesse auf Endmaß gebracht. Dabei werden bis zu 97 % des Materials zerspant, was zu einem sogenannten Buy-to-Fly Verhältnis von bis zu 40:1 führt [1–3]. Die anfallenden Späne können aufgrund der hohen Oxidationsgrade nicht mehr für vergleichbare Anwendungen rezykliert werden, wodurch hohe Produktionskosten entstehen und die Ressourceneffizienz entlang der Produktionskette stark beeinträchtigt ist. Hier setzte das Vorhaben REGULUS an. Das Forschungsvorhaben befasste sich mit der Entwicklung einer neuen Prozessroute zur ressourceneffizienten Fertigung großvolumiger Luftfahrtstrukturteile aus der Titanlegierung TiAl6V4. Zusammen mit 6 weiteren Konsortialpartnern entwickelte die Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU) eine additive Fertigungsprozesskette, durch die nicht nur der Spanabhub, sondern auch die Bearbeitungszeit um ein Vielfaches reduziert und somit die Ressourceneffizienz gesteigert werden sollte. Zum Einsatz kam ein drahtbasiertes Lichtbogenverfahren (engl. Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM) welches bei den Kooperationspartnern TU München und HEGGEMANN AG aufgebaut wurde. Im Teilvorhaben "Qualifizierung und Qualitätssicherungsstrategien des additiven Fertigungsprozesses" befasste sich der Lehrstuhl WW1 der FAU speziell mit Arbeitspaketen zur Evaluierung der Prozessparameter-Eigenschafts-Korrelation (AP 1.2 & AP 1.4), sowie dem Einfluss einer nachgeschalteten Wärmebehandlung (AP 1.3).

So wurde im Arbeitspaket 1.2 die Wechselwirkung der Prozessparameter auf die Mikrostruktur und die resultierenden mechanischen Eigenschaften sowohl von einlagigen und mehrlagigen Versuchskörpern, als auch von komplexen, additiv gefertigten Probenmaterials der TU München und AMAG Components (ehemals Aircraft Philipp, ACP) untersucht. Zur ersten Bewertung wurden entsprechende Vorgaben aus Normen und weiterer luftfahrtspezifischer Spezifikationen zu Grunde gelegt. Ferner wurde auch die Anbindung der additiv gefertigten Struktur zur Grundplatte genauer charakterisiert.





Durch die daraus gewonnenen Erkenntnisse, wurden Probenkörper für das Arbeitspakets 1.3 bereitgestellt, in dem Wärmebehandlungsrouten definiert und die Notwendigkeit der Anwendung des HIP-Verfahrens evaluiert wurden.

Anschließend wurden gemäß des Arbeitspakets 1.4 die zyklischen mechanischen Eigenschaften anhand verschiedener Fertigungsaufträge untersucht und charakterisiert.

Mit Hilfe der so gewonnenen Erkenntnisse konnte eine additive Fertigungszelle beim Projektpartner HEGGEMANN in Betrieb genommen werden.

Abbildung 1-1 veranschaulicht den zeitlichen Ablauf der Arbeitspakete im Projekt REGULUS.

1.1 Praktischer Hintergrund des Lehrstuhls WW1

Der Lehrstuhl Allgemeine Werkstoffeigenschaften (WW1) der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU) beschäftigt sich seit Jahrzehnten mit der Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften von Metallen und der Korrelation von Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften. Insbesondere die umfangreichen Erfahrungen der Arbeitsgruppen im Bereich Leichtmetalle, sowie das umfassende Knowhow in der Mikro- und Nanoanalytik ermöglichten eine erfolgreiche und zielgerechte Projektbearbeitung.

1.2 Zusammenarbeit mit anderen Stellen

Durch den intensiven und konstruktiven Austausch mit den direkten Konsortialpartnern und auch mit den assoziierten Partnern, wie Fronius International und Boeing UK konnten Fragestellungen identifiziert und Lösungsansätze erarbeitet werden, die schlussendlich zu einem übergeordneten, qualitativ hochwertigen Gesamtprojektergebnis geführt haben. Dazu wurde sich in regelmäßigen Meetings (online und in Präsenz) ausgetauscht und das weitere Vorgehen unter Berücksichtigung der vordefinierten Meilensteine abgestimmt. Die Ergebnisse und daraus gewonnenen Erkenntnisse wurden dem DLR von Seiten der FAU in einem jährlich vorgelegten Zwischenbericht dargelegt. Ferner entstanden mehrere gemeinsame Veröffentlichungen und die Ergebnisse wurden auf einschlägigen Fachtagungen präsentiert, was zur hohen





2 3 4 5 8 7 8 9 10 11/12 13 14 15 19 17 18 18 20 21 22 23 24 25 28 27 29 29 30 31 32 33 34 55 38 37 38 39 40 41 42 49 44 45 48 47 48 44 50 51 52 53 Monat AP 3.1: Allgemeine Bearbeitungsstrategien für das Fräsen dünner Werkstückstege bei Titan vernetzten Produktionsanlager erungsstrategier Izsysteme zur Nacharbeit AP 1.2: Ermittung und Modellierung der Wechselwirkungen zwischen Prozesspa und Rückverfolgbarkeitskonzept AP 6.3: Inbetriebnahme des Qualitätssicherungstools und der Assistenzsysteme AP 1.3: Qualifizierung von Wärmebehandlungsmaßnahmen und HIP-Verfahren Balkenplan Regulus Stand 23.09.2021 AP 3.2: Prozessuntersuchungen an additiv gefertigten Versuchsgeometrier und Ableitung von Minim stück mechanischen Eigenschaften und Werl -ziele additiven Fertig ngssystems AP 1: Qualifizierung des additiven Fertigungsprozesses erbahn- und Aufbaustrategieplanung AP 4.5: Modul zur Werkzeugpfad- und Frässtrategieplanung ung der überbetrieblich pun AP 6.2: Integration und Inbetriebnahme des CAM-Moduls system AP 4.1: Modul zur Geometrieanalyse des CAD-Modells AP 6.5: Spanende Fertigung von Beispielbauteilen AP 5.4: Datenaufbereitung und Qualifizierung von AP 6.4: Additive Fertigung von Beispielbauteilen nzept AP 2.1: Identifikation luftfahrtüblicher Qualitätsk beim AP 4.3: Schnittstelle zur Prozessüberwachung AP 0: Projekt- und Anforderungsmanagement AP 3: Qualifizierung des Fräsprozesses AP 2.2: Befähigung eines Inline-Prozessüb AP 1.4: Charakterisierung der erzielbaren hutzko AP 2: Qualitätssicherungsstrategien AP 1.1: Anpassung der Versuchsanlage HAP 4: Entwicklung eines CAM-Syste ingen des Verzugsi AP 6.6: Potentialbewertung und Dokur AP 6.1: Planung, Aufbau und Anpass AP 5.2: Überbetriebliches Dati lung auf Real AP 5.3: Aufbau des Dater AP 4.2: Modul zur Robot AP 4.4: Spannstrategie IAP 5: Digitale Ver AP 5.1: Schnittstell Vorgangsname AP 2.3: Unte HAP 6: Anw 28 ACP 5 FAU 22 ACP 27 ACP 30 HEG ACP BFAU DEG 16 iwb 19 ACP 29 HEG 32 ACP 14 ACP 31 ACP 13 intb qwit ÷ 2 24 SF 23 SF 25 SF 20 SF 12 15 17 21 26

SOFTWARE

HEGGE

0 0 0 0 0 0

NN

Sichtbarkeit der einzelnen Partner als auch des Gesamtverbunds deutlich beigetragen hat.

Abbildung 1-1: Zeit- und Meilensteinplan für das Projekt REGULUS.





1.3 Wissenschaftlicher Hintergrund

Zu allen Arbeitspaketen wurde fortlaufend eine Literaturrecherche betrieben, deren Ergebnisse kurz zusammengefasst und im Folgenden als allgemeiner Fortschritt auf dem Gebiet (von anderen Stellen) dargestellt werden.

Titan (Ti) weist temperaturabhängig zwei nebeneinander vorliegende Gefügestrukturen auf und wird deshalb als allotropes Material bezeichnet. So ist bei höheren Temperaturen die duktile, kubisch raumzentrierte (krz) β -Ti Phase stabil. Unterhalb der Umwandlungstemperatur von 882 °C ist das hexagonale (hdp) α -Ti stabil. Durch das Hinzulegieren verschiedener Elemente kann auf die Temperaturstabilität der jeweiligen Phase Einfluss genommen werden. Die gebräuchlichste Titanlegierung mit mehr als 50 % des weltweiten Titaneinsatzes ist die Legierung TiAl6V4 (Ti-64). Hier wird durch die Zugabe von Aluminium und Vanadium das Mischphasengebiet, in dem beide Phasen stabil nebeneinander vorliegen, vergrößert und zugleich die Übergangstemperatur auf 985 °C gesteigert, wie aus Abbildung 1-2 hervorgeht [4–7].



Abbildung 1-2: Gitterstrukturen von Titan in Verbindung mit dem quasibinären Phasendiagramm von Ti-64 [8].

Neben dem Hinzulegieren von phasenstabilisierenden Elementen kann auch durch spezielle Wärmebehandlungen auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften Einfluss genommen werden.





In der industriellen Praxis wird Ti-64 nach der Weiterverarbeitung zu Walzbrammen einer Spannungsarmglühung bei 600 °C für vier Stunden unterzogen. Dabei werden die durch unsymmetrische Verformung oder Temperaturschwankungen eingebrachten Eigenspannungen reduziert, ohne jedoch eine Gefügeveränderung zu bewirken [6,9,10].

Eine gezielte mikrostrukturelle Veränderung kann durch eine Glühung mit anschließender Abkühlung aus dem β -Phasengebiet erfolgen, bei der die Abkühlrate entscheidend für die sich einstellende Mikrostruktur ist.

Aufgrund des allotropen Charakters von Titan ist die Umwandlung der β - in die α -Phase von entscheidender Bedeutung zur Ausbildung der Mikrostruktur. Zur Minimierung der Gitterfehlpassung muss die Umwandlung einer speziellen Orientierungsbeziehung folgen [11]:

$(0001)_{\alpha} \| (110)_{\beta} und \langle 11\overline{2}0 \rangle_{\alpha} \| \langle 111 \rangle_{\beta}$

Daraus folgt, dass eine krz (110)-Ebene zur Minimierung der Energie eine basale (0001) Ebene der hexagonalen Elementarzelle bilden muss.





So zeigen Lütjering et al. [13], dass bei langsamer Abkühlgeschwindigkeit ein groblamellares Gefüge entsteht. Je schneller das Abschrecken aus dem β -Gebiet erfolgt, desto nadeliger werden die Lamellen, siehe Abbildung 1-4.







Abbildung 1-4: Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit aus dem β -Phasenfeld auf die Lamellengröße einer $\alpha+\beta$ Ti-Legierung. a) 1 K/min, b) 100 k/min ,c) 8000 K/min [13].

Mit einer anschließenden Auslagerung wird von einer STA-Wärmebehandlung (engl.: Solution Treatment and Annealing) gesprochen. Aus dem anfangs nadeligen Gefüge entsteht durch eine Auslagerung bei 400 °C für vier Stunden ein sogenanntes Duplexgefüge (Abbildung 1-5 b).



Abbildung 1-5: Ti-64 Mikrostruktur nach a) Abschrecken und b) Auslagerung [14].

Da die Mikrostruktur die mechanischen Eigenschaften bestimmt, muss in den Analysen ein besonderes Augenmerk auf deren Untersuchung gelegt werden.





1.4 Stand der Technik

Bereits 2017 konnte die Firma Norsk Titanium AS den Nutzen und die Machbarkeit der drahtbasierten Additiven Fertigung von Titanbauteilen unter Beweis stellen [15]. Bei diesem Verfahren kommen laut Tyrrell zwei Plasmaschweißbrenner zum Einsatz. Dabei werden Lagen auf eine zuvor durch den ersten Schweißbrenner erwärmte Schicht aufgetragen und so der finale, endkonturnahe Rohling erstellt [15]. Dabei hat die Firma Norsk Titanium AS das Konzept des plasmabasierten Auftragsschweißens (US9481931B2) [16], die Herstellung des Drahtes aus Titanwerkstoffen (WO2011049465A1) [17] sowie das Werkzeug und die Methode (US9346116B2) [18] schutzrechtlich abgesichert. Die Firma Lincoln Global, Inc. hat ein abgewandeltes Verfahren patentiert (DE112015000495T5) [19]. Hier wird ein Draht durch einen elektrischen Widerstand auf Temperaturen unterhalb der Schmelztemperatur gebracht und mit Hilfe einer Laserstrahlquelle abgeschieden. Weitere Schutzrechte zielen auf das Schutzplattieren Oberflächen von (DE10201401111A1) [20], als auch auf die aktive Kühlung des Rohlings durch eine Wärmeübergangsflüssigkeit und eine speziell angefertigte Anlage ab (DE102016104276A1) [21].

Das in diesem Projekt zum Einsatz kommende CMT-Verfahren ist durch die Firma Fronius International GmbH patentiert (US20090026188A1) [22].

Das durch ähnliche Verfahren produzierte Material wurde bereits von verschiedenen Forschergruppen studiert. So beschäftigten sich Brandl et al. [5,23], Wang et al. [24,25], Zhang et al. [26–28] mit den mechanischen Eigenschaften. Untersuchungen hinsichtlich der Auswirkung von Prozessparametern wurden von Martina et al. [29,30], Almeida [31] sowie Almeida und Williams [32] durchgeführt.

Die vorgestellten Quellen sowie Schutzrechte beschäftigen sich dabei nur mit der prinzipiellen Herstellbarkeit, jedoch nicht mit der Korrelation aus Prozessparametern, erzielten Strukturen und den mechanischen Eigenschaften. Dies wurde in REGULUS in Verbindung mit luftfahrttechnischen Anforderungen gebracht und stellt damit ein Alleinstellungsmerkmal dar, da die Technologie ganzheitlich, begonnen beim Draht bis hin zur digitalisierte Prozesskette, betrachtet wurde. Eine weitere Abgrenzung zu den bisherigen Forschungen ist die in REGULUS erfolgreich durchgeführte Übertragung der Parameter auf Geometrien mit gesteigerter Komplexität durch Optimierung der



Prozessstabilität und der Anwendung des zuvor erarbeiteten materialwissenschaftlichen Grundlagen zu den relevanten prozesstechnischen Einflussgrößen.

Im Rahmen des Projekts REGULUS wurde keines der aufgeführten Patente oder Schutzrechte verletzt. Durch die Verwendung der CMT-Technologie des assoziierten Partners findet keine Patentverletzung statt.





2 Eingehende Darstellung der Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der einzelnen Arbeitspakete vorgestellt und mit den vordefinierten Zielen verglichen. Diese Ziele wurden wie folgt definiert:

- 1. Entwicklung einer ortsübergreifenden, digital vernetzten Prozesskette
- 2. Entwicklung Realbauteilmit TRL-Level 8
- 3. Senkung des Werkstoffausnutzungsgrads
- 4. Sicherstellung der Ermüdungsfestigkeit der Bauteile
- 5. Entwicklung stabiler Prozessfenster zur Minimierung des Ausschusses
- 6. Sicherstellung der Rückverfolgbarkeit
- 7. Verringerung der Produktionszeit

Zu Beginn einer Steigerung des Technologiereifegrads steht die Ermittlung der Korrelation zwischen dominierenden Prozessparametern, der sich einstellenden Werkstoff-Mikrostruktur und den resultierenden Eigenschaften. Im Zuge des Parameterscreenings konnten die wichtigsten Parameter des zur Anwendung kommenden Schweißprozesses (Wire Arc / Drahtlichtbogen) identifiziert werden. Diese sind neben der Schweiß- (vTs) und Drahtzuführgeschwindigkeit (vWFs), auch an der Schweißquelle einzustellende Korrekturfaktoren, die maßgeblich zur Stabilität des Lichtbogens beitragen. Darüber hinaus können die Substratplatten- und die Zwischenlagentemperatur variiert werden, um ein optimales Schweißergebnis zu erzielen. Auf Basis dieser Grundlagen konnten dann Prozessoptimierungen und anschließende Fertigungsschritte durchgeführt und genauer betrachtet werden.

2.1 Probenherstellung und Methodik

Der WAAM-Prozess kann als ein abgewandelter Schweißprozess verstanden werden. Zur Bauteilerzeugung können daher unterschiedliche Kennlinien der Schweißstromquelle und der Schweißparameter zur Anwendung kommen. Abbildung 1-6 zeigt die allgemeine Herangehensweise zur Untersuchung additiv gefertigter Proben. Durch die unterschiedlichen Screening-Schritte konnte systematisch ein Prozessfenster bezüglich der verschiedenen Schweißkennlinien (K) und Prozessparameter (P) erarbeitet werden.







Abbildung 1-1: Schematische Versuchsmatrix für additiv gefertigte Proben. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

In einem ersten Vorscreening wurden die Härte und quasistatische mechanische Eigenschaften gemäß AP 1.2 ermittelt und die Mikrostrukturen beurteilt. Die sich daraus ergebenden Erkenntnisse wurden in einem weiteren Build-Job genutzt, um Wärmebehandlungsstrategien (AP 1.3) zu testen. Ein vertiefendes Screening erlaubte es dann die Homogenität der Eigenschaften und Mikrostruktur zu überprüfen.

Die in dieser Arbeit analysierten Proben wurden auf zwei verschiedenen Maschinen hergestellt. Bei der Anlage der AMAG Components Übersee GmbH handelte es sich um eine portalbasierte additive Fertigungszelle arc605 der Firma Gefertec. Die Anlage an der Technischen Universität München (TUM) war roboterbasiert und bestand aus einem Robotersystem der Kuka AG (KR15/2) und einer Schweißstromquelle der Fronius International GmbH (CMT Advanced 4000 R). Beide WAAM-Maschinen arbeiteten mit dem CMT-Verfahren (Cold Metal Transfer) von der Fa. Fronius, das durch eine pulsierende Drahtelektrode gekennzeichnet ist [33]. Einer der großen Vorteile des Verfahrens liegt in der Reduktion des Energieeintrags und somit der Einbrandtiefe des Ablage Lichtbogens durch die mechanische Schweißtropfens des ohne Kräfte. elektromagnetische Dies erhöhte die Aufbaurate und reduzierte thermomechanische Eigenspannungen, die zu einem Bauteilverzug führten. Um ein





grundlegendes Verständnis über den Fertigungsprozess zu erlangen, wurden zunächst einlagige Proben hergestellt. Mehrlagige und komplexe Proben wurden mit Hilfe einer Pendelbewegung gefertigt. Eine typische Versuchsgeometrie zur Parameter-Eigenschafts-Korrelation ist in Abbildung 2-1 dargestellt.



Abbildung 2-2: Versuchsgeometrie zur Charakterisierung der Mikrostruktur sowie mechanischen Eigenschaften. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Mittels Funkenerosion, sowie Bandsägen wurden aus den so hergestellten Versuchskörpern Proben entnommen. Zur Analyse der Korrelation verschiedener Prozessparameter mit der Mikrostruktur wurden diese Proben weiter vereinzelt. Im Anschluss an einen aufwändigen Schleifprozess wurde im finalen Polierschritt die Oberflächenrauheit so eingestellt, dass mikrostrukturelle Eigenschaften mittels Lichtund Rasterelektronenmikroskopie untersucht werden konnten. Dabei wurde einerseits auf ein Stereomikroskop M420 von Wild Heerburg zur makroskopischen Analyse, andererseits auf ein REM des Typs Crossbeam EsB 1540 der Firma Zeiss bzw. ein FIB/Rem der Fa. FEI von Typ Helios 600i zurückgegriffen. Das REM der Fa. Zeiss verfügte über ein Oxford INCA Energy 350 EDX-System, sowie ein EBSD System der Firma Oxford Instruments des Typs Nordlys II.

Die Proben wurden sowohl im Ausgangszustand (as-printed), als auch im spannungsarmgeglühten Zustand sowie nach einer Lösungsglühung mit anschließender Auslagerung untersucht. Ausgewählte Proben wurden dabei in einem Waagrechtofen im Vakuum und in einem Argon-Senkrechtofen der Firma Nabertherm der jeweiligen Wärmebehandlung unterzogen.

AMAG_

ische nuitik hen EGULUS

Gemäß der in Abbildung 1-6 dargestellten Versuchsmatrix wurden Härtemessungen mit einer Vickers Spitzengeometrie auf einem Leco M-400-G Indenter durchgeführt. Drucksowie Zugversuche wurden auf einer Instron 4505 mit einer Dehnrate von 10⁻³ durchgeführt. Die Daten wurden dabei von einem Messsystem der Firma Hegewald & Peschke im Falle von Zugversuchen mittels induktivem Wegaufnehmer, sowie eines Laserextensometers aufgenommen. Ermüdungsversuche wurden an ausgewählten Proben an einem Hochfrequenzpulsator 30 HFP 5100 der Firma Zwick Roell im zugschwellenden Bereich durchgeführt. Die Resonanzfrequenz betrug ca. 73 Hz. Alle Versuche zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte wurden bei Raumtemperatur durchgeführt.

2.2 Wechselwirkungen der Prozessparameter mit relevanten Kenngröße

Untersuchungen zur Analyse des Einflusses allgemeiner Schweißparameter, wie Schweißgeschwindigkeit, Drahtzuführgeschwindigkeit und Korrekturfaktoren auf Zielgrößen gemäß AP 1.2 haben gezeigt, dass unterschiedliche Korrekturfaktoren hauptsächlich Einfluss auf den Zündzeitpunkt und nicht auf den Energieeintrag haben. Eine Beeinflussung der Mikrostruktur oder der mechanischen Eigenschaften konnte nicht festgestellt werden, was den indirekten Rückschluss auf einen vergleichbaren Energieeintrag bei unterschiedlichen Korrekturfaktoren erlaubt.

Des Weiteren zeigte sich, dass eine Erhöhung der Drahtzuführgeschwindigkeit v_{WFS} in den unteren Lagen essentiell zur fehlerfreien Anbindung an die Substratplatte war. Bei einer Variation der v_{WFS} in Verbindung mit der Schweißgeschwindigkeit v_{TS} konnte auch ein Einfluss auf die Schweißraupengeometrie festgestellt werden. Dies beeinflusste wiederum das Abkühlverhalten, wodurch auch die Mikrostruktur geringfügig verändert wurde. Allerdings wirkten sich die geringfügigen Veränderungen nicht wesentlich auf die mechanischen Eigenschaften aus. In AP 1.2 wurden auch unterschiedliche Prozessgase untersucht. Ein Einfluss des deutlich teureren Heliums bzw. eines Gasgemisches aus 70 % Helium und 30 % Argon (Varigon), das in der Schweißtechnik als Standardprozessgas verwendet wird, konnte lediglich bei einlagigen Versuchen aufgrund veränderter Schmelzbadgeometrie, nicht jedoch bei mehrlagigen Versuchen festgestellt werden [34].









Abbildung 2-3: Mikrostruktur der a) Oberseite der Substratplatte im Vergleich zur WEZ (b-c) mit abnehmendem Abstand (jeweils 500 μm) zum unbeeinflussten Substrat d) nach [34].

Die gewalzte Grundplatte (Abbildung 10d) zeigte ein globulares Gefüge mit groben α -Körnern, die von der helleren β -Phase umschlossen wurden. In diesem Zustand bestand das Gefüge zu 95,3 % aus α - und zu 4,68 % aus β -Phase. Ein teilweises Umschmelzen durch den Schweißprozess führte zur Bildung von sekundären α -Lamellen

AMAG_

пп

in der β -Phase. Diese bimodale Mikrostruktur ist einer der Gründe, warum die additive Fertigung von Ti-64 hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften der WEZ so interessant und vielversprechend ist; siehe z. B. Åckerfeldt et al. [35]. Mit zunehmendem Abstand zum Beginn der Messung am unteren Ende der Grundplatte konnte festgestellt werden, dass die Lamellen zunächst nur in günstig orientierten Richtung über die Phasengrenzen der β -Phase hinauswachsen. Ab ca. 1000 µm aufwärts (Abbildung 2-2b) war dieses Verhalten auch in den übrigen Phasen zu beobachten. Die Phasenzusammensetzung änderte sich und der Anteil der α -Phase stieg auf 96,1 %. So war bereits in der Substratplatte eine rein lamellare α -Struktur zu erkennen.

Diese lamellare Struktur setzte sich im Laufe der additiv gefertigten Probe fort, wie der Gegenüberstellung der Makro- und Mikrostruktur in Abbildung 2-3 entnommen werden kann.



Abbildung 2-4: a) Makrostruktur einer drahtbasiert additiv gefertigten Probe und resultierende Mikrostruktur im b) oberen und c) unteren Bereich der Wand nach [34]. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Generell konnte festgestellt werden, dass Proben aus dem WAAM-Verfahren von drei Bereichen gekennzeichnet sind. Darunter zählt neben der Substratplatte auch das

vnische versität eigentlich additiv gefertigte Material das von der bereits angesprochenen WEZ (weißer Pfeil) getrennt wird. Durch die Herstellung verschiedener Schliffe fiel dabei auf, dass die Ausprägung der primären β -Körner einen entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften hat, auf die im weiteren Verlauf noch eingegangen wird.

Aufgrund der komplexen thermischen Geschichte, die das Material während des Prozesses erfährt, stellt sich hier eine besondere Mikrostruktur ein. Eine Übersicht ist in Abbildung 2-6 dargestellt. WAAM-Proben zeigten typischerweise globulare primäre β -Körner in der Nähe der Grundplatte, die in ein elongiertes Kornwachstum übergehen. Keimbildung fand an den Schweißnahtgrenzen an bestehenden Körnern mit Übernahme deren Orientierung (Epitaxie) statt. Durch hohe Abkühlraten konnte nahe der Substratplatte eine Widmannstättenstruktur identifiziert werden, die aufgrund des wiederholten Wärmeeintrags vergröberte. Aufgrund der schlechten Wärmeleitfähigkeit von Titan erfolgte durch den fortlaufenden Prozess eine Akkumulierung der Energie, was in einer stetigen Minimierung der Abkühlrate der Folgelagen resultierte. Aus diesem Grund bildeten sich in höheren Lagen kolonieartige lamellare Bereiche innerhalb gröberer primärer β -Körner aus.

Aus diesem Grund konnten unabhängig des untersuchten Fertigungsauftrags höhenabhängige mechanische Eigenschaften festgestellt werden, die beispielhaft anhand des vierten Fertigungsauftrags in Abbildung 2-4 dargestellt sind. Daraus geht hervor, dass untere Lagen eine höhere Streckgrenze aufweisen, als obere Lagen. So sinkt z.B. die Streckgrenze von 858 MPa \pm 5 auf 840 MPa \pm 12 bei einer vwFs von 4 m/min und von 855 MPa \pm 12 auf 843 MPa \pm 7 bei einer vwFs von 6 m/min.







Abbildung 2-5: Ergebnisse aus Zugversuchen in Abhängigkeit der Höhe und der Schweißparameter. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Um dieses höhenabhängige Materialverhalten genauer zu verstehen, wurden weitere mikrostrukturelle Analysen an Druckproben post mortem durchgeführt, mit EBSD-Daten korreliert und in Abbildung 2-5 dargestellt.

Aus dem Vergleich in Abbildung 2-3 und der zuvor diskutierten WAAM-typischen Mikrostruktur geht hervor, dass in den oberen Bereichen der additiven Struktur größere, jedoch weniger verzweigte Lamellen vorhanden waren, als in den unteren Schichten. Dies basierte, wie bereits angesprochen, auf den unterschiedlichen Abkühlraten in den jeweiligen Lagen. Aufgrund der schnellen Abkühlung in der Nähe der Grundplatte konnten kleinere primäre β -Körner vorgefunden werden. Dies in Verbindung mit der hohen Abkühlrate führte zur Bildung eines stark verzweigten Widmannstätten- α , was in Abbildung 2-5b zu erkennen ist. Aufgrund der geringeren Abkühlgeschwindigkeit und der grundsätzlich höheren Grundenergie des Systems, bildeten sich in höheren Lagen längere Lamellen aus, die kolonieartig gewachsen sind.







Abbildung 2-6: Vergleich der REM-Untersuchungen von Druckproben aus den oberen und unteren Schichten: a) und b) vor dem Druckversuch, c) und d) nach dem Druckversuch und entsprechende EBSD-Analysen e) und f) [34]. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Die geringeren Festigkeiten in den oberen Bereichen konnten nun damit erklärt werden, dass das Gleiten entlang der längeren α-Lamellen in höheren Lagen leichter erfolgt, als im verzweigten Netzwerk nahe der Grundplatte. Dieses Verhalten ist in Abbildung 2-5c zu sehen. Die in höheren Lagen durchgeführte EBSD-Messung (Abbildung 2-5e) veranschaulichte das Abgleiten entlang der langen Lamellen. Dieses Verhalten war in den unteren Bereichen, in denen kürzere Lamellen das Gefüge bestimmen, nicht zu beobachten (Abbildung 2-5d und f).



Bedingt durch das zuvor angesprochene epitaktische Wachstum war eine bevorzugte Wachstumsrichtung der primären β -Körner entlang des Temperaturgradienten zu verzeichnen. Dieser Umstand wird in Abbildung 2-6a dargestellt und hatte zur Folge, dass die Grenzflächendichte in der Schweißebene deutlich größer war, als in der Höhenrichtung, was in Abbildung 2-6c deutlich zu erkennen ist.



Abbildung 2-7: Übersicht der erzeugten Mikrostrukturen in der Höhen- und Schweißrichtung. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Da die Schweißebene zudem von einem deutlich höheren Kolonieanteil geprägt war, konnte auch der lamellaren Struktur eine Richtungsabhängigkeit zugewiesen werden. Dies hatte zur Folge, dass die mechanischen Eigenschaften auch von der untersuchten Richtung abhängig waren, was in Abbildung 2-7 illustriert wird.







Abbildung 2-8: Gegenüberstellung der Ergebnisse aus Druckversuchen bei einer konstanten Schweißgeschwindigkeit von 66 mm/min in Höhen- (rot) und Schweißrichtung (orange). Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Aus dieser Studie ging hervor, dass trotz des kolonieartigen Charakters der α -Phase entlang der Schweißrichtung (WD) höhere Festigkeiten erzielt wurden, als in Höhenrichtung (BD). Aus diesem Grund wurde die primäre β -Korngröße als weiterer relevanter Aspekt identifiziert.

Neben einfachen mehrlagigen Versuchsgeometrien, wurden auch komplexe Bauteile zur Validierung zukünftiger OEM-Bauteile erstellt, die alle relevanten Wandstärken und Kreuzungen abbildeten. Aus einem H-Stoß wurden deshalb im weiteren Verlauf Querschliffe zur Analyse der Makrostruktur im Bereich der Kreuzungspunkte erstellt, sowie Zugproben aus den relevanten Richtungen entnommen. Die Ergebnisse der Makrostrukturschliffe sind in Abbildung 2-8 dargestellt. Dieser Schliff wurde quer durch eine Schweißbahnkreuzung angefertigt, sodass der Einfluss aufeinandertreffender Nähte untersucht werden konnte.









Abbildung 2-9: Makrostruktur entnommen aus einer Kreuzung der H-Probe. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Allgemein konnte festgestellt werden, dass im Bereich der Anbindung aufgrund der angepassten Parameter keine Porosität zu erkennen ist. In allen Querschliffen konnte der Bereich der Kreuzung klar identifiziert und vom restlichen Material mikrostrukturell unterschieden werden. Die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften sind in Abbildung 2-9 zu erkennen.



Abbildung 2-10: Mechanische Eigenschaften ermittelt aus Zugversuchen in der Höhen- und Schweißrichtung aus der linearen Wandgeometrie (Ref), sowie der Kreuzung (X) verglichen mit dem gleichen Probenparameter aus Vorversuchen (GTAr8). Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Der spannungsarmgeglühte H-Stoß erreichte in der Wand (Ref) bereits 877 MPa \pm 19 mit einer Zugfestigkeit von 924 MPa \pm 11. Bereiche nahe der Grundplatte zeigten in allen Untersuchungen gesteigerte Festigkeiten. So stieg diese auf 893 MPa \pm 17 bzw. 951 MPa \pm 9. Des Weiteren war in der Kreuzung eine Festigkeitsabnahme zu verzeichnen. Hier wurden Spannungen von 827 MPa \pm 2 in den oberen, bzw. 864 MPa \pm 3 in den

RFGUL

AMAG_

٦Π



unteren Bereichen nahe der Grundplatte nach 0,2 % Dehnung und eine Zugfestigkeit von 882 MPa ± 2, bzw. 926 MPa ± 4 erzielt. Dies war vergleichbar mit Ergebnissen aus Vorversuchen, in denen Proben mit demselben Parametersatz erstellt und geprüft wurden (Referenz). Auffällig war hierbei, dass dies mit einer deutlichen Steigerung der Bruchdehnung verbunden war. Diese lag im oberen Bereich der Kreuzung bei 16 bzw. 13 % nahe der Grundplatte. Die Gleichmaßdehnung lag im Mittel bei 6,5 %, war jedoch innerhalb der Standardabweichung vergleichbar.

Der Vergleich mit den Proben, die in der Schweißrichtung getestet wurden, zeigte vor allem in den Bereichen nahe der Substratplatte eine Festigkeitssteigerung. Die Bruchdehnung war erneut in der Kreuzung höher, jedoch ist der Unterschied in dieser Richtung geringer als in der Höhenrichtung.

Die Richtungs- und Höhenabhängigkeit konnte auch bei dieser Art von Bauteilen anhand unterschiedlicher Mikrostrukturen erklärt werden. Abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit bilden sich auch im Bereich der Kreuzung ortsabhängig veränderte Mikrostrukturen.

Deshalb wurde in neuen Build Jobs (BJ5 & BJ6) untersucht, inwiefern die Zwischenlagentemperatur Einfluss auf die Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften nimmt. Mithilfe von Thermographiekameras wurde an bestimmten Positionen der geschweißten Wand die Temperatur gemessen. Sobald eine vordefinierte Temperatur, z.B. 100 °C, erreicht wurde, bekam die Schweißsteuerung den Befehl, eine neue Schweißlage zu legen. So konnten in 100 K Schritten beginnend bei 100 °C Zwischenlagentemperaturen (ZLT) bis 500 °C (ZLT500) abgefahren werden. Eine weitere Probe wurde mit ZLT600 gefertigt, jedoch musste bei dieser Temperatur der Prozess abgebrochen werden, da sonst das Schutzgaszelt Schaden genommen hätte. Somit konnte dies als Prozessgrenze definiert werden.

Aufgrund der unterschiedlichen Zwischenlagentemperaturen stellte sich eine veränderte Abkühlgeschwindigkeit ein. Dies hatte einen Einfluss auf die Größe der primären β-Körner und auf die Ausprägung der lamellaren Struktur. Eine Übersicht über die Mittelwerte der erreichten Abkühlraten in Abhängigkeit der Zwischenlagentemperatur ist in Abbildung 2-10 zu erkennen.





Abbildung 2-11: Gegenüberstellung ausgewählter Mikrostrukturen in Abhängigkeit der erreichten Abkühlraten. Bildquelle: laufender Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

So bestätigte sich, dass die Steigerung der Zwischenlagentemperatur in einer Reduktion der Abkühlrate fußt. Dies war auf den kleiner werdenden Unterschied von Schmelzbadtemperatur zu der Temperatur der vorhergehenden Lage zurückzuführen. Im Folgenden wurde der weitere Einfluss der Zwischenlagentemperaturen auf die Makro- und Mikrostruktur analysiert. Bei ZLT100 war zu erkennen, dass sich über die komplette Probe hinweg kleine, globulare primäre β -Körner einstellten. Eine vergleichbare Mikrostruktur war bei ZLT200 und ZLT300 vorzufinden. Eine weitere Steigerung der ZLT erzeugte eine stetige Vergröberung und mehr gerichtete Erstarrung der primären Strukturen. Dies wurde bei ZLT500 besonders deutlich. Die feinen, globularen β -Körner im unteren Bereich deuteten darauf hin, dass trotz einer Zwischenlagentemperatur von 500 °C eine hohe Abkühlgeschwindigkeit in den ersten Lagen vorlag. Im weiteren Verlauf war die Wärmeakkumulation groß genug, dass die primären β -Körner deutlich über die Schweißnahtgrenzen hinauswachsen konnten.



Es zeigte sich, dass bei geringeren Zwischenlagentemperaturen von 100 °C bei einer detektierten Abkühlrate von 5,7 K/s die Widmannstättenstruktur die dominierende Gefügeform war. Mit steigender Zwischenlagentemperatur nahm die Abkühlrate ab und es entstanden kolonieartige Strukturen in den oberen Lagen der gebauten Wand. Aus den Daten der Zugversuche in der Schweißrichtung in Abbildung 2-11 konnte entnommen werden, dass diese Veränderung des Gefüges auch Folgen für die mechanischen Eigenschaften hat.



Abbildung 2-12: Ergebnisse aus Zugversuchen in der Schweißrichtung hinsichtlich der erzielten a) Spannungen aus oberen (O) und unteren Bereichen (U), sowie b) den Dehnungen. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Die 0,2 % *Streckgrenze* bei ZLT100 lag in den oberen Lagen bei 833 MPa ± 13 und in den unteren bei 840 MPa ± 13. Diese leichte Erhöhung konnte, bis auf ZLT300, bei allen analysierten Proben beobachtet werden. Die Zugfestigkeit lag in den oberen Lagen bei ZLT100 bei 940 MPa ± 1,7, respektive bei 927 MPa ± 10. Die Steigerung der ZLT bewirkte eine stetige Abnahme der Festigkeiten bis zu einer Zwischenlagentemperatur von 400 °C was auf die Veränderung der Mikrostruktur von Widmannstätten zu kolonieartigem Wachstum zurückzuführen war. Bei ZLT500 war hingegen eine starke Abnahme der Festigkeiten zu beobachten. So fiel hier die Streckgrenze auf 709 MPa ± 17, respektive 754 MPa ± 38. Dieses Verhalten konnte mit der zusätzlich deutlich veränderten Makrostruktur erklärt werden.

REGULUS

AMAG_

ПΠ

Die Gleichmaßdehnungen aller Proben lag im Mittel konstant bei 4,7 % ± 0,5. Bei der Bruchdehnung in den oberen Lagen war hingegen ein leichter Anstieg von 5,7 $\% \pm 1,2$ auf 7,6 % ± 1,3 zu erkennen. Bereiche nahe der Grundplatte erreichten jedoch vergleichbare Dehnungen um 8,1 % ± 0,5. Aufgrund der deutlich vergröberten Makro- und Mikrostruktur und der niedrigeren Festigkeit der ZLT500 stieg die Bruchdehnung auf 12,5 % \pm 0,9, bzw. 10,3 % \pm 1,3. Es konnte festgehalten werden, dass unter Verwendung dieser Geometrie eine Steigerung der Zwischenlagentemperatur zu einer leichten Festigkeitsabnahme bei gleichzeitiger Steigerung der Bruch-, sowie Einschnürdehnung führte. Sobald jedoch ein extrem vergröbertes Wachstum primärer β-Körner zu verzeichnen war, nahm die Festigkeit deutlich ab.

In einem weiteren Build Job zur Korrelation der Zwischenlagentemperaturen mit den Schneidkräften während der Zerspanung (Teilvorhaben Qualifizierung der lichtbogenbasierten additiven Fertigung mit spanender Nachbearbeitung von großvolumigen Titanbauteilen) wurden deutlich kleinere Probenkörper produziert, die in Abbildung 2-12 dargestellt sind. Vor allem bei der ZLT500 fällt auf, dass die sich bei dem vorher betrachteten BJ über die komplette Probe erstreckenden ßprim-Körner deutlich kleiner sind. Diese Erkenntnis war auf die höhere Abkühlgeschwindigkeit der insgesamt kleineren Probenkörper zurückzuführen.







Abbildung 2-13: Proben zur Untersuchung des Einflusses der Zwischenlagentemperatur auf die Schneidkräfte während des Zerspanens. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Somit konnte neben der für den WAAM-Prozess wichtigen Zwischenlagentemperatur auch die Probengröße bzw. -volumen als wichtiger Parameter zur Gefügeausbildung identifiziert werden.

Neben der Analyse der Höhen- und Richtungsabhängigkeit wurde im Teilvorhaben auch die Optimierung des Verzugs der Grundplatte untersucht. Dieser plastische Verzug basierte auf thermisch induzierten Eigenspannungen. Daher lag es nahe, die Temperaturdifferenz der Substratplatte zum Schmelzbad zu verringern, was mit Hilfe von Heizmatten realisiert wurde. Dabei wurden die Auswirkungen verschiedener Substratplattentemperaturen auf den Verzug der Substratplatte untersucht. Temperaturprofile wurden an der Unterseite der Substratplatte während des Schweißversuchs aufgenommen und in Abbildung 2-13 mit einer Referenzmessung bei Raumtemperatur verglichen.











Abbildung 2-14: Auswertung der Temperaturprofile an der Unterseite der Substratplatte bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Aus den Ergebnissen ging hervor, dass eine Steigerung der Substratplattentemperatur T_{SP} eine Verschiebung des gesamten Temperaturprofils zur Folge hatte.

Dies führte dazu, dass bereits eine geringe Erhöhung der T_{SP} um 80 K (T_{SP} 100) ein deutlich gesteigertes Wachstum primärer β -Körner zur Folge hatte. So konnte bereits nach wenigen Lagen Körner identifiziert werden, die durch die gesamte Probe gewachsen sind. Dieses Verhalten war auch bei höheren Substratplattentemperaturen in gesteigerter Form zu erkennen, wie Abbildung 2-14 veranschaulicht.





C

0 0



Abbildung 2-15: Makroskopie der additiv gefertigten Struktur sowie der WEZ in Abhängigkeit der Substratplattentemperatur. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Besonders auffällig war dabei die Entwicklung der WEZ, die eine von der Substratplattentemperatur abhängige Breite aufwies. Dabei konnte gefolgert werden, dass eine Erweiterung der WEZ durch die bereits angesprochene Erhöhung der Gesamtenergie des Systems resultierte. Insgesamt führte diese Kombination dazu, dass eine Erhöhung der Substratplattentemperatur sogar einen erhöhten Verzug zur Folge hatte, wie Geometrieanalyse in Abbildung 2-15 zeigt.







Abbildung 2-16: 2Geometrieanalyse zum Studium der Auswirkung einer Substratplattentemperatur auf den Verzug. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Aus dieser Analyse ging hervor, dass der Verzug der Substratplatte mit steigender Vorwärmtemperatur stetig zunimmt. Deshalb konnte gefolgert werden, dass der Nutzen den zusätzlichen Aufwand nicht lohnt.

Durch die große Anzahl an verschiedensten Probengeometrien konnte auch eine Korrelation der Bauteilhöhe mit den mechanischen Eigenschaften erfolgen. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 2-16 dargestellt.







Abbildung 2-17: Vergleich der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Bauteilhöhe der a) untersten und b) obersten Lage. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

So konnte gefolgert werden, dass die Streckgrenze und die Zugfestigkeit mit steigender Wandhöhe zunehmen, jedoch das Verfestigungspotential insgesamt sinkt.

Die Vielzahl der gefertigten Proben und die Tiefe der in diesem Arbeitspunkt durchgeführten Forschungen zeigt die Relevanz des Teilvorhabens und stellt die Grundlage für fundierte Grundlagenkenntnisse des additiven Fertigungsprozesses dar. Nur mit Hilfe dieser Studien war es überhaupt möglich, komplexe Geometrien fertigen zu können, deren mechanische Eigenschaften an die des konventionell gefertigten Materials heranreichen. Aus diesem Grund wurden die Zuwendungen größtenteils für Personalkosten aufgewendet. Darüber hinaus wurde mit Materialaufwendungen metallographische Verbrauchsmaterialien, wie Sägeblätter sowie Schleif- und Poliermittel abgedeckt. Ein weiterer relevanter Posten war die Probenfertigung mittels Funkenerosion.

Ausgehend von dem erarbeiteten Knowhow besteht nun auch die Möglichkeit durch gezielte Variation der Zwischenlagentemperatur ein Werkstoff mit gradierten mechanischen Eigenschaften herzustellen. So können Strukturelemente durch geschickte Prozessführung in definierten Bereichen duktiler gefertigt werden, was einen erheblichen Wissensgewinn im Vergleich zu bisherigen Forschungen darstellt.

REGULUS

AMAG_

ТЛП

2.3 Wärmebehandlungen und HIP-Verfahren

Alle untersuchten Proben haben aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit eine feinlamellare Struktur gezeigt. In Verbindung mit Eigenspannungen können an den Lamellenenden während der Realbelastung des Bauteils Spannungsspitzen auftreten, die sich zu Rissinitiierungspunkte entwickeln. Aus diesem Grund war eine anschließende Wärmebehandlung erforderlich, um Eigenspannungen zu reduzieren.



Abbildung 2-18: Einfluss der Wärmebehandlung auf die Härte additiv gefertigter Proben. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Eine Spannungsarmglühung bei 600°C für 4 Stunden (SR1) resultierte in einer Steigerung der Festigkeit, sowohl bei einlagigen, als auch bei mehrlagigen Proben. Eine sogenannte STA-Behandlung (Solution Treatment and Annealing) bei 1200°C für zwei Stunden und anschließender zweistündiger Auslagerung bei 843°C verringerte hingegen die Festigkeit des Materials deutlich. Aus diesem Grund wurden nur verschiedene Spannungsarmglühparameter und deren Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften genauer untersucht. Die Ergebnisse sind in Abbildung 2-18 dargestellt.







Abbildung 2-19: Einfluss verschiedener Spannungsarmglühungen auf die Stauchgrenzen additiv gefertigter Proben. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Es ist zu erkennen, dass alle untersuchten Spannungsarmglühparameter eine Steigerung der Festigkeit zur Folge hatten. Mithilfe dieser Studie konnte gezeigt werden, dass eine Reduktion der Glühdauer vergleichbare mechanische Eigenschaften erzeugte. Dadurch konnte der Spannungsarmglühprozess gegenüber dem Stand der Technik um die Hälfte reduziert werden (SR₂).

Aus dem aktuellen Stand der Forschung und den vorliegenden Ergebnissen konnte geschlossen werden, dass das heißisostatische Pressen nicht als weiterer Prozessschritt eingeführt werden muss. Mit ideal gewählten Schweißparametern weisen alle bisher geprüften Proben keine nennenswerte Porosität auf, die mittels heißisostatischen Pressens verringert werden müsste.





2.4 Untersuchung der zyklischen mechanischen Eigenschaften

Nachdem stabile Prozessfenster entwickelt und die Zusammenhänge zwischen den Prozessparametern und quasistatischen mechanischen Eigenschaften geklärt wurden, wurden die zyklischen mechanischen Eigenschaften an ausgewählten unterschiedlichen Proben vergleichbarer Parameter ermittelt. Die Ergebnisse sind in einem Wöhlerdiagramm in Abbildung 2-19 dargestellt.



Abbildung 2-20: Wöhlerdiagramm von Proben der konventionellen Fertigung (schwarz), eines plasmagestützten Fertigungsprozesses (blau), mit Argon (orange) und mit Varigon prozessiert (rot). Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Verglichen wurde konventionell gefertigtes Material (Standard, schwarz) mit Proben aus der additiven Fertigung. So ist zu erkennen, dass das additiv gefertigte Material bei gleicher Spannungsamplitude vergleichbare Lebensdauern erreichte. Material, das mit Varigon gebaut wurde, zeigt bei Oberspannungen von 400 bis 600 MPa eine gesteigerte Lebensdauer. Im Berichtsjahr 2021 wurden weitere Proben zur Analyse des Einflusses von Zwischenlagentemperaturen auf zyklischen Eigenschaften gefertigt. Ergebnisse der Zwischenlagentemperaturen von 100 °C und 500 °C sind in Abbildung 2-20 aufgezeigt.







Abbildung 2-21: Wöhlerdiagramm zur Veranschaulichung des Einflusses der Zwischenlagentemperatur und der Position auf die Lebensdauer. Alle Ermüdungsproben wurden aus der Schweißrichtung entnommen. Bildquelle: laufende Doktorarbeit von Daniel Elitzer.

Trotz der geringen Probenzahl lassen sich aus der Gegenüberstellung der Diagramme Trends ablesen. So kann daraus gefolgert werden, dass die Lebensdauer mit steigender ZLT und mit steigender Probenhöhe abnimmt. Ein Grund hierfür kann in der bereits identifizierten Anisotropie des Gefüges liegen. Sowohl mit steigender Höhe, als auch mit steigender ZLT wurde eine Zunahme der α -Koloniedichte bereits in den unteren Lagen detektiert. Dies hat zur Folge, dass die effektive Gleitlänge für Versetzungen zunehmen kann, wodurch die plastische Dehnungsamplitude bei fixer Spannungsamplitude zunimmt und dadurch die Lebensdauer abnimmt.





NN

0 0

C

2.5 Bedeutung der Ergebnisse für das Projekt

Durch die Vielzahl der getesteten Parameter und der Korrelation zwischen der erzielten Mikrostruktur und den mechanischen Eigenschaften, konnte ein grundlegendes Prozessverständnis geschaffen werden. So konnte ein Parameterfenster identifiziert werden, in dem der Prozess stabil und mit vergleichsweiße wenig Spritzerbildung ablief was zur zukünftigen Minimierung des Ausschusses führt (Ziel 5). Somit konnte gezeigt werden, dass durch die WAAM-Technologie auch eine deutliche Steigerung des Werkstoffausnutzungsgrades erzielt werden kann (Ziel 3).

Des Weiteren konnten dadurch Erkenntnisse über Anbindungsparameter gewonnen werden, durch die eine porenfreie Wärmeeinflusszone sowie erste Lage gewährleistet werden konnte. Darüber hinaus konnten durch die großen Datenmengen ein Zusammenhang zwischen der Bauteilhöhe und den mechanischen Eigenschaften identifiziert werden.

Dieses Wissen war für die Auslegung weiterer Fertigungsaufträge essentiell wichtig und führte darüber hinaus zur internationalen Kenntnisnahme des Projekts. So konnte dadurch die Firma Boeing als assoziierter Partner gewonnen werden, mit deren Hilfe komplexe Bauteile für die additive Fertigung identifiziert und evaluiert werden konnten. Die frühen Erkenntnisse der Höhen- und Richtungsabhängigkeiten, auch im Falle zyklischer Belastung, waren grundlegende Elemente für die spätere Auslegung des mit Boeing erarbeiteten Demonstratorbauteils (Ziel 2). Mit diesen komplexeren Bauteilen konnten weitere Erkenntnisse über das Verformungsverhalten gewonnen werden. Innerhalb des Projektzeitrahmens konnte mit diesem Demonstratorbauteil jedoch keine TRL-8 erreicht werden, da dies finanziell und kapazitativ über die Grenzen des Projekts gegangen wäre. Darüber hinaus konnte sichergestellt werden, dass durch Optimierung des Prozessfensters mit dem konventionell gefertigtem Material vergleichbare zyklische Eigenschaften erzielt werden konnten (Ziel 4).

Durch die Untersuchung des Einflusses der Zwischenlagentemperatur konnten für das Projekt und darüber hinaus äußerst wichtige neue Erkenntnisse gewonnen werden. So konnte gezeigt werden, dass die Höhenabhängigkeiten deutlich verringert werden kann und bei intelligenter Prozessführung mit variabler Zwischenlagentemperatur zukünftig sogar gradierte Werkstoffe erstellt werden können.



Durch die detaillierte Studie der Wärmebehandlungen konnte eine verbesserte Wärmebehandlungsroute identifiziert werden, wodurch nicht nur die Glühdauer verringert (Ziel 7), sondern auch die Materialeigenschaften weiter gesteigert werden konnten.

2.6 Voraussichtlicher Nutzen und Verwertbarkeit

Die Forschungsergebnisse werden bei den Projektpartnern als wissenschaftliche Grundlage für das Fügen von Titanbauteilen aber auch für die additive Fertigung von Strukturbauteilen genutzt. Die Erkenntnisse aus diesem Projekt dienen zudem als Grundlage für das Projekt QUSAM (FKZ: 20Q2121F), das sich der Skalierbarkeit des WAAM-Prozesses für Ti-Luftfahrtbauteile widmet, verwendet. Des Weiteren wurden bzw. werden Ergebnisse in Fachzeitschriften veröffentlich [34,36] und in Rahmen einer zum Zeitpunkt der Berichterstellung in der Abschlussphase stehenden Dissertation des wissenschaftlichen Mitarbeiters verwendet. Zudem entstanden im Rahmen des Vorhabens 8 Abschlussarbeiten (Master- und Bachelorarbeiten), wodurch das Vorhaben auch maßgeblich zur Nachwuchsqualifikation beitrug. Ebenfalls wurden die Ergebnisse auf verschiedenen Fachtagungen (s.u.) internationalem Publikum vorgestellt und dadurch die Sichtbarkeit des Projektkonsortiums erhöht und die erworbene Fachkompetenz auf diesem Gebiet einem breiten Publikum dargelegt. Das gewonnene Grundlagenwissen dient auch der Verbreiterung der Methoden- und Wissenskompetenz am Lehrstuhl, was sowohl in der Lehre als auch für zukünftige Forschungsaktivitäten genutzt wurde und wird.

2.7 Veröffentlichungsarbeit

Wie bereits erwähnt, war bzw. ist das öffentliche Interesse an nachhaltigen Lösungsansätzen für ressourcenschonende Technologien sehr groß. Aus diesem Grund wurden Teile der Forschung in Absprache mit den Konsortialpartnern auf internationalen Konferenzen präsentiert und zur Diskussion gestellt. So wurde 2018 auf der MSE in Darmstadt ein Poster präsentiert, um die Sichtbarkeit des Forschungsvorhabens zu erhöhen (Titel: "Resource efficient production of large-volume

aviation structural parts"). Auf der "World Conference on Titanium" im Jahre 2019 in Nantes (Frankreich), sowie der TMS2020 in San Diego wurden Prozessparameter-Eigenschafts-Korrelationen vorgestellt. Neben diesen internationalen Konferenzen, wurden Teile der Ergebnisse auch auf DGM Arbeitskreissitzungen diskutiert. Darüber hinaus wurden bzw. werden aktuell Teile der Arbeit in verschiedenen Fachzeitschriften veröffentlicht [34,36]. Weitere Veröffentlichungen mit den Kooperationspartnern wurden in verschiedenen Zeitschriften publiziert [37,38] bzw. sind noch ausstehend. Zudem entstanden acht studentische Abschlussarbeiten, deren Ergebnisse das das Prozessverständnis und damit das Konsortium insgesamt gestärkt haben. Dies hatte auch eine enge Zusammenarbeit mit den Kooperationspartnern auf verwandten Gebieten zur Folge. Das Projekt diente somit auch zur Qualifizierung des wissenschaftlichen Nachwuchs.

Des Weiteren sind alle hier dargestellten Ergebnisse des REGULUS-Projekts Teil der Dissertation von Daniel Elitzer, die sich zum aktuellen Zeitpunkt in der Fertigstellung befindet.





3 Literaturverzeichnis

- [1] J. Allen, An Investigation into the Comparative Costs of Additive Manufacture vs. Machine from Solid for Aero Engine Parts, (2006) 11.
- R.R. Boyer, An overview on the use of titanium in the aerospace industry, Materials Science and Engineering: A. 213 (1996) 103–114. https://doi.org/10.1016/0921-5093(96)10233-1.
- [3] R.R. Boyer, Attributes, characteristics, and applications of titanium and its alloys, JOM. 62 (2010) 21–24. https://doi.org/10.1007/s11837-010-0071-1.
- [4] J. Sieniawski, W. Ziaja, K. Kubiak, M. Motyk, Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Two-Phase Titanium Alloys, in: J. Sieniawski (Ed.), Titanium Alloys - Advances in Properties Control, InTech, 2013. https://doi.org/10.5772/56197.
- [5] E. Brandl, A. Schoberth, 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. 532 (2012) 295–307. https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.095.
- [6] G. Welsch, R. Boyer, E.W. Collings, eds., Materials properties handbook: titanium alloys, ASM International, Materials Park, OH, 1994.
- [7] H. Sharma, S.M.C. van Bohemen, R.H. Petrov, J. Sietsma, Three-dimensional analysis of microstructures in titanium, Acta Materialia. 58 (2010) 2399–2407. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.12.026.
- [8] C. Leyens, M. Peters, eds., Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications, Wiley-VCH; John Wiley] (distributor), Weinheim: [Chichester, 2003.
- [9] Der Werkstoff Titan Wärmebehandlungsmöglichkeiten, (n.d.). https://docplayer.org/15591685-Der-werkstoff-titanwaermebehandlungsmoeglichkeiten-der-werkstoff-titanwaermebehandlungsmoeglichkeiten.html (accessed March 27, 2019).
- [10] F.F. Schmidt, A. Wood, Heat Treatment of Titanium and Titanium Alloys, (n.d.) 69.
- [11] W.G. Burgers, On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium, Physica. 1 (1934) 561– 586. https://doi.org/10.1016/S0031-8914(34)80244-3.
- [12] G.C. Obasi, S. Birosca, J. Quinta da Fonseca, M. Preuss, Effect of β grain growth on variant selection and texture memory effect during $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ phase transformation in Ti-6 Al-4 V, Acta Materialia. 60 (2012) 1048–1058. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.10.038.
- [13] G. Lütjering, Influence of processing on microstructure and mechanical properties of $(\alpha+\beta)$ titanium alloys, Materials Science and Engineering: A. 243 (1998) 32–45. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00778-8.
- [14] F.X. Gil Mur, D. Rodríguez, J.A. Planell, Influence of tempering temperature and time on the α'-Ti-6Al-4V martensite, Journal of Alloys and Compounds. 234 (1996) 287–289. https://doi.org/10.1016/0925-8388(95)02057-8.

REGULUS

Technische Universität

- [15] Norsk Titanium | Norsk Titanium to Deliver the World's First FAA-Approved, 3D-Printed, Structural Titanium Components to Boeing, (n.d.). https://www.norsktitanium.com/media/press/norsk-titanium-to-deliver-theworlds-first-faa-approved-3d-printed-structural-titanium-components-to-boeing (accessed March 2, 2022).
- [16] F. Stempfer, Method and arrangement for building metallic objects by solid freeform fabrication, Schutzrecht US9481931B2, 2012.
- [17] K. Dring, Method for production of titanium welding wire, Schutzrecht WO2011049465A1, 2010.
- [18] S. Guldberg, Method and device for manufacturing titanium objects, Schutzrecht US9481931B2, 2010.
- [19] W.T. Matthews, P.E. Denney, S.R. Peters, Verfahren und System zur additiven Fertigung unter Verwendung einer Hochenergiequelle und eines Warmdrahtes mit Erwärmungssignalimpulsen, Schutzrecht DE112015000495T5, 2015.
- [20] H.J. Studte, Vorrichtung und Verfahren zum Auftragsschweißen, Schutzrecht DE10201401111A1, 2014.
- [21] G. Fischer, T. Röhrich, I. Haschke, Verfahren und Anlage zur additiven Fertigung unter Verwendung eines drahtförmigen Werkstoffs, Schutzrecht DE102016104276A1, 2016.
- [22] M. Schorghuber, Cold-Metal-Transfer Welding Process and Welding Installation, Schutzrecht US20090026188A1, 2006.
- [23] E. Brandl, B. Baufeld, C. Leyens, R. Gault, Additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications, Physics Procedia. 5 (2010) 595–606. https://doi.org/10.1016/j.phpro.2010.08.087.
- [24] F. Wang, S. Williams, P. Colegrove, A.A. Antonysamy, Microstructure and Mechanical Properties of Wire and Arc Additive Manufactured Ti-6Al-4V, Metall and Mat Trans A. 44 (2013) 968–977. https://doi.org/10.1007/s11661-012-1444-6.
- [25] F. Wang, S. Williams, M. Rush, Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti6Al4V alloy, Int J Adv Manuf Technol. 57 (2011) 597–603. https://doi.org/10.1007/s00170-011-3299-1.
- [26] J. Zhang, X. Wang, S. Paddea, X. Zhang, Fatigue crack propagation behaviour in wire+arc additive manufactured Ti-6Al-4V: Effects of microstructure and residual stress, Materials & Design. 90 (2016) 551–561. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.141.
- [27] X. Zhang, F. Martina, J. Ding, X. Wang, S. Williams, Fracture toughness and fatigue crack growth rate properties in wire + arc additive manufactured Ti-6Al-4V: Fatigue Crack and Fracture Properties in WAAM Ti-6Al-4V, Fatigue Fract Engng Mater Struct. 40 (2017) 790–803. https://doi.org/10.1111/ffe.12547.
- [28] J. Zhang, X. Zhang, X. Wang, J. Ding, Y. Traoré, S. Paddea, S. Williams, Crack path selection at the interface of wrought and wire+arc additive manufactured Ti-6Al-



4V, Materials & Design. 104 (2016) 365-375. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.027.

- [29] F. Martina, J. Mehnen, S.W. Williams, P. Colegrove, F. Wang, Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V, Journal of Materials Processing Technology. 212 (2012) 1377–1386. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.02.002.
- [30] F. Martina, P.A. Colegrove, S.W. Williams, J. Meyer, Microstructure of Interpass Rolled Wire + Arc Additive Manufacturing Ti-6Al-4V Components, Metall Mater Trans A. 46 (2015) 6103–6118. https://doi.org/10.1007/s11661-015-3172-1.
- [31] P.M. Sequeira Almeida, Process control and development in wire and arc additive manufacturing, Ph.D., Cranfield University, 2012. http://dspace.lib.cranfield.ac.uk/handle/1826/7845 (accessed September 22, 2022).
- [32] P.M.S. Almeida, S. Williams, Innovative Process model of Ti-6Al-4V additive layer manufacturing using Cold Metal Transfer (CMT), (n.d.) 13.
- [33]S. Selvi, A. Vishvaksenan, E. Rajasekar, Cold metal transfer (CMT) technology An
overview, Defence Technology. 14 (2018) 28-44.
https://doi.org/10.1016/j.dt.2017.08.002.
- [34] D. Elitzer, S. Jäger, C. Höll, D. Baier, R. Varga, M. Zaeh, M. Göken, H.-W. Höppel, Development of microstructure and mechanical properties of TiAl6V4 processed by wire and arc additive manufacturing, Adv Eng Mater. (2022) adem.202201025. https://doi.org/10.1002/adem.202201025.
- [35] P. Åkerfeldt, R. Pederson, M.-L. Antti, Microstructure and mechanical properties of laser metal deposited Ti-6Al-4V, in: Social Sciences Academic Press (China), 2012: pp. 1730–1734. http://urn.kb.se/resolve?urn=urn:nbn:se:ltu:diva-31848 (accessed February 17, 2021).
- [36] D. Elitzer, H.W. Höppel, M. Göken, D. Baier, C. Fuchs, H. Bähr, T. Meyer, A. Gallasch, Influence of wire arc additive manufacturing of Ti-6Al-4V on microstructure and mechanical properties for potential large-scale aviation parts, MATEC Web Conf. 321 (2020) 03037. https://doi.org/10.1051/matecconf/202032103037.
- [37] C. Fuchs, D. Baier, D. Elitzer, R. Kleinwort, A. Bachmann, M.F. Zäh, Additive Fertigung für Flugzeug-Strukturkomponenten, Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb. 114 (2019) 431–434. https://doi.org/10.3139/104.112124.
- [38] AMAG, Alu Report Take-Off Not Lockdown, Calameo.Com. (n.d.). https://www.calameo.com/read/0034240187787f7dcd5e9 (accessed September 22, 2022).

REGULUS

AMAG_

Technische Universität Minchen

