






Leibniz-Institut für 
Werkstofforientierte 
Technologien 

AMELA

Thermische Gefügeeinstellung, heißisostatisches Pressen und Zerspanen additiv gefertigter metastabiler Beta-Titanlegierungen für Luftfahrtanwendungen

Sachbericht

Förderkennzeichen: 20E1901B
Projektlaufzeit: 01.04.2021 bis 30.09.2024
Verbundpartner: Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien
Autoren: Dr.-Ing. Daniel Knoop, Dr.-Ing. Anastasiya Tönjes,
Prof. Dr.-Ing. habil. Rainer Fechte-Heinen

Gefördert durch:



aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

1 Aufgabenstellung

Der Aufgabenschwerpunkt des Leibniz-IWT liegt im Vorhaben AMELA in der Einstellung des Gefüges additiv gefertigter Bauteile aus metastabile β -Titanlegierungen, mittels gekoppelter thermischer Prozessführung von AM-Prozess und anschließender Wärmebehandlung bzw. heißisostatischem Pressen. Ziel ist es Gefügezustände einzustellen, die es ermöglichen die untersuchten Legierungen als Alternative zum etablierten Ti-6Al-4V zu platzieren und deren mechanisches Eigenschaftsprofil zu übertreffen.

Die Untersuchung der erfahrungsgemäß schweren Zerspanbarkeit von Titanlegierungen aufgrund hoher Prozesstemperaturen und geringer Wärmeleitung ist ebenfalls Teil der Arbeiten am Leibniz-IWT und bei Betrachtung der gesamten Bauteilfertigung, insbesondere für den Vergleich zwischen den Legierungen und der Werkstoffzustände, unabdingbar.

Weiterhin obliegt dem Leibniz-IWT als werkstofforientiertes Institut die Analyse der Proben (Mikrostruktur, mechanische Kennwerte) in Abhängigkeit der AM-Prozessbedingungen sowie der Nachbehandlungen wie Wärmebehandlung, HIP und Zerspanung.

2 Voraussetzungen

Das Teilvorhaben „Thermische Gefügeeinstellung, heißisostatisches Pressen und Zerspanen additiv gefertigter metastabiler Beta-Titanlegierungen für Luftfahrtanwendungen“ im Verbundvorhaben AMELA wurde mit der verfügbaren Grundausstattung des Instituts und den projektspezifischen personellen Ressourcen durchgeführt.

3 Planung und Ablauf des Vorhabens

Die geplante Projektlaufzeit des Vorhabens betrug 3 Jahre. Durch eine Lieferung von Titanpulver ungenügender Qualität durch einen von der TU Chemnitz beauftragten Lieferanten und der Verzögerung durch eine Neubestellung musste eine kostenneutrale Verlängerung von 6 Monaten in Anspruch genommen werden, sodass das Projekt nicht wie geplant am 31.03.2024 sondern am 31.09.2024 abgeschlossen wurde.

4 Stand der Technik zu Beginn des Vorhabens

Titan und seine Legierungen werden insbesondere in industriellen Anwendungen eingesetzt, in denen die höheren Kosten für deren Verarbeitung durch deutlich verbesserte Produkteigenschaften kompensiert werden. So sind beispielsweise die Luftfahrt- und Medizintechnikbranche typische Anwendungsbereiche (Banerjee und Williams 2013). In der Luftfahrtindustrie findet vorwiegend die Legierung Ti-6Al-4V Verwendung, da sie über ein ausgewogenes Verhältnis zwischen hoher spezifischer Festigkeit und Duktilität verfügt (Kolli und Devaraj 2018). Titanlegierungen werden üblicherweise in folgende Kategorien eingeteilt: Alpha (α)-, Near Alpha (near α), Alpha-Beta ($\alpha+\beta$)- (z. B. Ti-6Al-4V) und Beta (β)-Legierungen, wobei letztere in der Literatur weiter unterteilt werden in near- β , metastabile β - und stabile β -Titanlegierungen. Ihre

Bezeichnung erhalten Sie von der dominierenden Kristallstruktur, welche jeweils mit unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften einhergehen.

Metastabile β -Titanlegierungen, wie Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr und Ti-10V-2Fe-3Al, eignen sich für Primärstrukturen in der Luftfahrt, wie zum Beispiel Teile des Fahrwerks, da sie über die höchste spezifische Festigkeit, eine gute Ermüdungsfestigkeit, bei hinreichender Duktilität und Korrosionsbeständigkeit verfügen. Trotz der guten mechanischen Eigenschaften der β -Titanlegierungen sind diese nur auf bestimmte Einsatzbedingungen beschränkt, z. B. wenn keine hohen Kriechfestigkeiten bei hohen Temperaturen gefordert sind. Gleichzeitig weisen (Peters und Leyens 2002) auf einen relativ geringen Elastizitätsmodul der β -Titanlegierungen hin, welcher für die Legierung Ti-10V-2Fe-3Al bei 103 GPa liegt, während die $\alpha+\beta$ -Legierung Ti-6Al-4V einen E-Modul von 114 GPa aufweist (Mouritz 2012). Neben Ti-10V-2Fe-3Al wurde die Legierung Ti 5Al 5Mo 5V 3Cr als Untersuchungsgegenstand gewählt, da für beide Legierungen, aufgrund ihrer guten mechanischen Eigenschaften und Anwendung in der Luftfahrt, eine gute Materialverfügbarkeit in der Kategorie der β -Titanlegierungen besteht. Ti-10V-2Fe-3Al wurde bereits in den 1980er Jahren kommerzialisiert, Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr folgte in den späten 1990er Jahren und ging mit einem breiteren Prozessfenster bei der Wärmebehandlung und verbesserten mechanischen Eigenschaften einher (Cotton et al. 2015). In Reintitan kann die β -Phase nur oberhalb der Transustemperatur und die α -Phase nur unterhalb der Transustemperatur auftreten (Mouritz 2012). β -Titanlegierungen weisen daher einen hohen Gehalt an β -stabilisierenden Elementen wie Vanadium, Molybden, Chrom, Eisen, Niob oder Kupfer auf. Diese stabilisieren die β -Phase der Legierung bei einer schnellen Abkühlung von oberhalb der β -Transustemperatur auf Raumtemperatur und unterdrücken bei höheren Gehalten die Martensitumwandlung (Mouritz 2012; Peters und Leyens 2002; Lütjering und Williams 2007). β -Titanlegierungen werden, in Abhängigkeit von ihrem Molybdän-Äquivalent (Mo-Eq), folgendermaßen unterteilt (Santhosh et al. 2017; Polmear et al. 2017):

- stabile β -Titanlegierungen ($\text{Mo-Eq} > 30$)
- metastabile β -Titanlegierungen ($8 \leq \text{Mo-Eq} \leq 30$)
- near β -Titanlegierungen ($5 \leq \text{Mo-Eq} \leq 10$)
- β -reiche α - β -Titanlegierungen ($\text{Mo-Eq} < 8$)

Metastabile β -Titanlegierungen wurden üblicherweise im Schmiedeverfahren verarbeitet und einem nachfolgenden Wärmebehandlungsprozess unterzogen, um die gewünschten Eigenschaften einzustellen. In Abhängigkeit von dem Wärmebehandlungsprozess beträgt die Zugfestigkeit für Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr etwa 880 MPa bis 1240 MPa. Ti-10V-2Fe-3Al verfügt über eine Zugfestigkeit von ca. 960 MPa bis 1240 MPa (Cotton et al. 2015; Peters und Leyens 2002). Im Vergleich dazu liegt die Zugfestigkeit von Ti-6Al-4V im Bereich von 940 MPa bis 1120 MPa (Donachie 2000). Die wissenschaftliche Literatur zur laseradditiven Verarbeitung von Titanlegierungen bezieht sich größtenteils auf $\alpha+\beta$ -Legierung Ti-6Al-4V, da diese die mit Abstand meistverwendete Titanlegierung überhaupt ist. Bezogen auf die metastabile β -Titanlegierung Ti 5Al 5V 5Mo 3Cr befassten sich Zopp et al. mit der Parameterentwicklung für die laseradditive Verarbeitung verschiedener

Kornfraktionen, um Bauteile mit einer hohen relativen Dichte realisieren zu können und um die Oberflächenrauheit zu charakterisieren (Zopp et al. 2017). Schwab et al. gelang es ebenfalls, Ti 5Al 5V 5Mo 3Cr mittels laseradditiver Fertigung zu verarbeiten, wobei Proben generiert wurden, die ausschließlich aus einer β -Phase bestanden, was eine Folge der schnellen Abkühlung von oberhalb der β -Transustemperatur ist. Die Analyse der mechanischen Eigenschaften zeigte eine Zugfestigkeit von 800 MPa, welche annähernd im Bereich der Literaturkennwerte liegt. Die Autoren halten eine Steigerung durch verbesserte Parameter jedoch für realistisch (Schwab et al. 2016; Schwab et al. 2017). Von einer laseradditiven Verarbeitung der Legierung Ti-10V-2Fe-3Al wurde in der Literatur nicht berichtet.

Zerspanung

Eigenschaften wie die, auch bei hohen Temperaturen vorliegende, hohe Festigkeit und die geringe Wärmeleitfähigkeit von Titanlegierungen führen zu erheblichen Problemen in der Zerspanung dieser Werkstoffe (Ulutan und Ozel 2011; Ezugwu 2005). Bedingt durch die hohe Festigkeit kommt es zu hohen mechanischen Belastungen der Werkzeuge. In Kombination mit dem niedrigen Elastizitätsmodul kann es durch elastische Werkstoffverformung zu Schwingungsanregungen in Zerspanprozessen und Abweichungen der fertigen Werkstücke vom Sollmaß kommen (Yang und Richard Liu 1999). Neben den mechanischen Belastungen sind vor allem die thermischen Belastungen und die damit einhergehenden Vorgänge bei der Zerspanung von Titanwerkstoffen hervorzuheben. Ein großer Teil der erzeugten Wärme verbleibt im Werkzeug und in der Zerspanzone, da aufgrund der geringen Wärmeleitfähigkeit weniger Wärme durch das umgebene Werkstoffvolumen abgeführt werden kann. Untersuchungen von Li et al. haben dazu gezeigt, dass beim Bohren von Ti-6Al-4V in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit Temperaturen von bis zu 1750 °C an der Schneide erreicht werden können (Li und Shih 2007). Bedingt durch die hohen Temperaturen kommt es zu thermisch aktivierten Diffusionsvorgängen an den Schneiden von Hartmetallwerkzeugen. Dabei diffundiert Kobalt aus dem Hartmetall in den Span, was zu Ausbrüchen von Wolframcarbiden und damit zu Kolkverschleiß oder ganzen Schneidkantenausbrüchen am Werkzeug führen kann (Hua und Shivpuri 2005).

Die Problematik der hohen Prozesstemperaturen wurde von Sun et al. anhand von Zerspanversuchen an Proben aus Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr näher untersucht, indem sie über kryogene Kühlung stark reduziert wurde. Als Folge konnten Werkzeugverschleiß und Prozesskräfte signifikant verringert werden (Sun et al. 2015). Grove et al. haben in Fräsversuchen von „as-built“, in-situ wärmebehandelten und konventionellen Proben aus Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr starke Unterschiede in den resultierenden Prozesskräften festgestellt und als Folge einen starken Anstieg der Druckeigenspannungen in den neu erzeugten Oberflächen nachweisen können (Grove et al. 2018).

Wärmebehandlung

Generell gilt für Titanlegierungen, dass diese relativ großen Mengen an Sauerstoff aufnehmen können. Oberhalb von 550 °C absorbiert Titan im Allgemeinen schnell Sauerstoff welcher zur Bildung einer Oxidschicht führt. In der Titanmatrix gelöster Sauerstoff begünstigt die Entwicklung der α -Phase in den Randzonen der Bauteile (sog. Alpha-case). Die durch Sauerstoff hervorgerufene α -Randzone zeichnet sich durch Sprödigkeit aus und wirkt sich negativ auf die Dauerfestigkeit aus, weshalb sie zu vermeiden oder in einem weiteren Prozessschritt abzutragen ist (Polmear et al. 2017). In einer eigenen Publikation konnte am Beispiel einer Ti-0.5Al-0.45Si-0.2Nb Legierung nachgewiesen werden, dass sich die Aufheizzeit signifikant auf die Entstehung einer α -Randzone auswirkt (Nawaya et al. 2019), was somit auch bei der Wärmebehandlung von β -Titanlegierungen zu beachten ist. Der Wärmebehandlungsprozess für β -Titanlegierungen umfasst üblicherweise das Lösungsglühen und eine anschließende Auslagerung (Santhosh et al. 2017). Die β -Transustemperatur der Legierung Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr liegt im Bereich von 820 °C bis 880 °C und die der Legierung Ti-10V-2Fe-3Al im Bereich von 790 °C bis 805 °C (Cotton et al. 2015). Das β -Lösungsglühen oberhalb der β -Transustemperatur führt zu rekristallisierten groben β -Körnern (Peters und Leyens 2002). An das Lösungsglühen und Abschrecken schließt sich eine Warmauslagerung zur Steigerung der Festigkeit durch Ausbildung von sekundären α -Ausscheidungen an, wobei diese zugleich mit einer verringerten Duktilität einhergeht (Santhosh et al. 2017; Mouritz 2012). Die Auslagerung kann dabei als einstufiger Simplex- oder zweistufiger Duplex-Prozess ausgelegt werden. Die Wahl des Auslagerungsprozesses hängt dabei davon ab, ob es sich um eine hochstabilisierte (solute-rich) β -Titanlegierung, wie z. B. Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr, oder near- β -Legierung (solute-lean), wie z. B. Ti 10V 2Fe 3Al, handelt (Santhosh et al. 2017; Wagner und Wollmann 2013). Hierbei werden near- β -Titanlegierungen typischerweise einer Simplex-Auslagerung unterzogen (Wagner und Wollmann 2013). Die Auslagerung erfolgt für Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr in einem Temperaturbereich von 550 °C bis 677 °C über 8 Stunden und für Ti-10V-2Fe-3Al bei einer Temperatur von 495 °C bis 525 °C über 8 bis 16 Stunden (Cotton et al. 2015). Während einer Wärmebehandlung oberhalb der β -Transustemperatur und langsamer Abkühlung bilden sich im Temperaturbereich oberhalb von 600 °C primäre α -Ausscheidungen, die die Dauerfestigkeit herabsetzen können (Cotton et al. 2015; Peters und Leyens 2002). Diese Ausscheidungen bilden sich bevorzugt an den Korngrenzen, wobei sich deren Bildung durch eine schnelle Abkühlung (z. B. Wasserabschreckung) aus dem β -Phasengebiet unterdrücken lässt (Perevoshchikova et al. 2016; Peters und Leyens 2002; Mouritz 2012). Die sich beim anschließenden Auslagern in feiner Dispersion bildenden sekundären α -Ausscheidungen sind dagegen erwünscht, da damit eine Steigerung der Streckgrenze, Festigkeit und Härte einhergeht (Mouritz 2012; Schwab et al. 2017). In near- β -Titanlegierungen bildet sich bei tiefen Temperaturen zudem eine verspröden wirkende ω -Phase, die durch Abschrecken auf niedrige Temperaturen zwangsläufig entsteht. Die ω -Phasenbestandteile fungieren jedoch als präformierte Keimbildungsstellen für α -Ausscheidungen und sind daher bei einer nachfolgenden Auslagerung förderlich für die feindisperse Bildung nanoskaliger und somit festigkeitssteigernder α -Phasenausscheidungen (Peters und Leyens 2002; Polmear et al. 2017; Cotton et al. 2015). Weiterhin wurde festgestellt, dass mit einem steigenden Volumenanteil der sekundären α - und ω -Phasen ein Anstieg der Zugfestigkeit

einhergeht, wobei davon auszugehen ist, dass hierfür die nanoskaligen α -Sekundärausscheidungen ursächlich sind (Mouritz 2012; Coakley et al. 2016). Carlton et al. zeigten auf, dass durch eine nachgelagerte Wärmebehandlung laseradditiv gefertigter Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr Proben die Zugfestigkeit im Bereich von 824 MPa bis 1400 MPa einstellen lässt und eine Duktilität von $< 2\%$ bis 17% erreicht werden kann. Jedoch wird insbesondere der Temperaturbereich von 300 °C bis 600 °C als kritisch angesehen, da es zu einer Versprödung und deutlichen Abnahme der Duktilität kommen kann (Carlton et al. 2019).

Das heißisostatische Pressen (HIP) ist ein hochdruck Wärmebehandlungsverfahren zur Beseitigung innenliegender Defekte in laseradditiv hergestellten Bauteilen (Masuo et al. 2017). Während der laseradditiven Fertigung aus dem Pulverbett können Defekte entstehen. An diesen Defekten kommt es bei einer mechanischen Bauteilbelastung zu Spannungsspitzen, die zu einer Rissbildung führen und somit die Bauteillebensdauer beeinträchtigen können (Ahlfors et al. 2019). Um Poren zu schließen und die Bauteillebensdauer zu steigern, kann das heißisostatische Pressen eingesetzt werden. So konnte in einer qualitativen Analyse an laseradditiv gefertigten Ti-6Al-4V Bauteilen mit Poren, resultierend aus einer unzureichenden Umschmelzung, diese mittels heißisostatischen Pressen weitestgehend beseitigt werden. In Folge wurde eine deutliche Steigerung der Ermüdungsfestigkeit beobachtet (Masuo et al. 2017). Gegossenes, heißisostatisch gepresstes und anschließend wärmebehandeltes Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr kann eine Zugfestigkeit von 1158 MPa, eine Streckgrenze von 1055 MPa, eine Dehnung von 9% und einer Dauerfestigkeit von 780 MPa erreichen, und sind damit gut vergleichbar zu Titan-Knetlegierungen (Polmear et al. 2017). Untersuchungen zum heißisostatischen Pressen der Legierung Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr wurden von N. Perevoshchikova et al. durchgeführt, wobei sich die durchgeführten Untersuchungen auf pulverbasierte Proben, welche durch Sinterung und Verdichtung in einem HIP Prozess hergestellt wurden, beziehen. Nach dem heißisostatischen Pressen wurde in einem hochzyklischen Ermüdungsversuch ein geringfügig schlechteres mechanisches Verhalten gegenüber einem thermischen behandelten Ingot aus Legierung Ti 5Al 5Mo 5V 3Cr ermittelt, wobei im Vergleich zu Ti-6Al-4V die Legierung Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr ein besseres mechanisches Verhalten zeigte. Die verwendeten HIP-Zyklen wurden unter einem Druck von 250 MPa und Temperaturen von 770 °C bis 820 °C durchgeführt und relativ langsam mit 5 °C/min abgekühlt (Perevoshchikova et al. 2016). Literaturquellen, die sich mit dem heißisostatischen Pressen der Legierung Ti-10V-2Fe-3Al befassen, sind nicht bekannt. Ebenso sind keine Literaturquellen zum heißisostatischen Pressen der für dieses Vorhaben gewählten Legierungen nach der laseradditiven Fertigung bekannt. Die kann darin begründet sein, dass die HIP-Anlagen üblicherweise nicht über eine Schnellabkühlung verfügen und somit die β -Phase nicht in der erforderlichen Ausprägung erhalten bleibt. Das heißisostatische Pressen wäre unter diesen Rahmenbedingungen kontraproduktiv für die Erreichung höchster mechanischer Eigenschaften in β -Titanlegierungen.

In der wissenschaftlichen Literatur wurde an unterschiedlichen Legierungen aufgezeigt, dass eine Erhöhung der Bauplattformtemperatur während der laseradditiven Fertigung zu einer Reduzierung der prozessinduzierten Spannungen beitragen kann. Die Untersuchungen beziehen sich meist auf Aluminiumlegierungen,

Ti-6Al-4V und AISI 316L (Buchbinder et al. 2013; Kruth et al. 2012; Ali et al. 2017; Vrancken et al. 2015).

Bis vor kurzem waren die erreichbaren Bauplattformtemperaturen etwa auf den Bereich von 80 °C bis 400 °C beschränkt, zu Beginn des Projektes konnten jedoch mit modifizierten Laboranlagen Temperaturen von 800 °C erreicht werden (Ali et al. 2017). Bei der prozessintegrierten Wärmebehandlung von Ti-6Al-4V mit einer Bauplattformtemperatur von 400 °C kann eine Eigenspannungsreduzierung von 50 % erreicht werden. Gleichzeitig erhöht sich dadurch jedoch die Sauerstoff und Stickstoffaufnahme während des Bauprozesses, wodurch es zu einer Abnahme der Duktilität kommt (Vrancken et al. 2015). Eine Steigerung der Bauplattformtemperatur auf 570 °C stellt einen guten Kompromiss aus reduzierten Eigenspannungen und mechanischen Eigenschaften in laseradditiv gefertigten Ti-6Al-4V dar (Ali et al. 2017). Schwab et al. untersuchten den Einfluss der einer auf 500 °C erhöhten Bauplattformtemperatur bei der laseradditiven Fertigung von Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr. Hieraus resultierte eine $\alpha+\beta$ -Phase (α -Phase: 52 Ma. %; β -Phase: 48 Ma. %). Referenzbauteile, die ohne Beheizung der Bauplattform gefertigt wurden, bestanden vollständig aus der metastabilen β -Phase (Schwab et al. 2017). Dieser Effekt lässt sich auf die rasche Abkühlung der Schmelzbäder auf niedrige Temperaturen und isothermes Halten auf selbiger zurückführen (Cotton et al. 2015).

Literaturverzeichnis

Ahlfors, M.; Bahbou, F.; Eklund, A. (2019): HIP for AM – Optimized Material Properties by HIP. Materials Research Proceedings 11, S. 1–10. DOI: 10.21741/9781644900031-1.

Ali, H.; Le M.; Ghadbeigi, H.; Mumtaz, K. (2017): In-situ residual stress reduction, martensitic decomposition and mechanical properties enhancement through high temperature powder bed pre-heating of Selective Laser Melted Ti6Al4V. In: Materials Science and Engineering: A 695, S. 211–220. DOI: 10.1016/j.msea.2017.04.033.

Banerjee, D.; Williams, J. C. (2013): Perspectives on Titanium Science and Technology. In: Acta Materialia 61 (3), S. 844–879. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.10.043.

Buchbinder, D.; Meiners, W.; Pirch, N.; Wissenbach, K.; Schrage, J. (2013): Investigation on reducing distortion by preheating during manufacture of aluminum components using selective laser melting. In: Journal of Laser Applications 26 (1), S. 12004. DOI: 10.2351/1.4828755.

Carlton, H. D.; Klein, K. D.; Elmer, J. W. (2019): Evolution of microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr after heat treatments. In: Science and Technology of Welding and Joining 24 (5), S. 465–473. DOI: 10.1080/13621718.2019.1594589.

Coakley, J.; Radecka, A.; Dye, D.; Bagot, P. A. J.; Stone, Ho. J.; Seidman, D. N.; Isheim, D. (2016): Isothermal omega formation and evolution in the Beta-Ti alloy Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr. In: Philosophical Magazine Letters 96 (11), S. 416–424. DOI: 10.1080/09500839.2016.1242877.

Cotton, J. D.; Briggs, R. D.; Boyer, R. R.; Tamirisakandala, S.; Russo, P.; Shchetnikov, N.; Fanning, J. C. (2015): State of the Art in Beta Titanium Alloys for Airframe Applications. In: JOM 67 (6), S. 1281–1303. DOI: 10.1007/s11837-015-1442-4.

Dehghan-Manshadi, A.; Dippenaar, R. J. (2011): Development of α -phase morphologies during low temperature isothermal heat treatment of a Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr alloy. In: Materials Science and Engineering: A 528 (3), S. 1833–1839. DOI: 10.1016/j.msea.2010.09.061.

- Donachie, M. J. (2000): Titanium : A Technical Guide. Materials Park, OH: ASM International (2nd ed). Online verfügbar unter: <http://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&db=nlebk&AN=395828&site=ehost-live>.
- Ezugwu, E. O. (2005): Key improvements in the machining of difficult-to-cut aerospace superalloys. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 45 (12), S. 1353–1367. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2005.02.003.
- Grove, T.; Denkena, B.; Maiß, O.; Krödel, A.; Schwab, H.; Kühn, U. (2018): Cutting mechanism and surface integrity in milling of Ti-5553 processed by selective laser melting. In: Journal of Mechanical Science and Technology 32 (10), S. 4883–4892. DOI: 10.1007/s12206-018-0936-8.
- Hua, J.; Shivpuri, R. (2005): A Cobalt Diffusion Based Model for Predicting Crater Wear of Carbide Tools in Machining Titanium Alloys. In: materialstechnology 127 (1), S. 136–144. DOI: 10.1115/1.1839192.
- Kolli, P. R.; Devaraj, A. (2018): A Review of Metastable Beta Titanium Alloys (Metals, 8).
- Kruth, J.-P.; Deckers, J.; Yasa, E.; Wauthlé, R. (2012): Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method. In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture 226 (6), S. 980–991. DOI: 10.1177/0954405412437085.
- Li, R.; Shih, A. J. (2007): Tool Temperature in Titanium Drilling. In: manufacturingscience 129 (4), S. 740–749. DOI: 10.1115/1.2738120.
- Lütjering, G.; Williams, J. C. (2007): Titanium. 2. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer.
- Masuo, H.; Tanaka, Y.; Morokoshi, S.; Yagura, H.; Uchida, T.; Yamamoto, Y.; Murakami, Y. (2017): Effects of Defects, Surface Roughness and HIP on Fatigue Strength of Ti-6Al-4V manufactured by Additive Manufacturing. In: Procedia Structural Integrity 7, S. 19–26. DOI: 10.1016/j.prostr.2017.11.055.
- Mouritz, A. P. (Hg.) (2012): Introduction to Aerospace Materials: Woodhead Publishing.
- Nawaya, T.; von Hehl, A.; Wagner, S.; Beck, W. (2019): Hot Deep Drawing Processing of Titanium Sheet Metal Parts for High Temperature Applications. In: Adv. Eng. Mater. 21 (4), S. 1800544. DOI: 10.1002/adem.201800544.
- Pecat, O. (2018): Vibrationsunterstütztes Bohren von Werkstoffverbunden aus CFK und Titan. Dissertation. Universität Bremen.
- Perevoshchikova, N.; Hutchinson, C. R.; Wu, X. (2016): The design of hot-isostatic pressing schemes for Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr (Ti-5553). In: Materials Science and Engineering: A 657, S. 371–382. DOI: 10.1016/j.msea.2016.01.082.
- Peters, M.; Leyens, C. (Hg.) (2002): Titan und Titanlegierungen. 3. Aufl. Weinheim: Wiley-VCH.
- Polmear, I.; StJohn, D.; Nie, J.-F.; Qian, M. (Hg.) (2017): Light Alloys (Fifth Edition). Boston: Butterworth-Heinemann.
- Santhosh, R.; Geetha, M.; Nageswara Rao, M. (2017): Recent Developments in Heat Treatment of Beta Titanium Alloys for Aerospace Applications. In: Transactions of the Indian Institute of Metals 70 (7), S. 1681–1688. Online verfügbar unter: <https://doi.org/10.1007/s12666-016-0985-6>.
- Schwab, H.; Palm, F.; Kühn, U.; Eckert, J. (2016): Microstructure and mechanical properties of the near-beta titanium alloy Ti-5553 processed by selective laser melting. In: Materials & Design 105, S. 75–80. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.04.103.
- Schwab, H.; Bönisch, M.; Giebeler, L.; Gustmann, T.; Eckert, J.; Kühn, U. (2017): Processing of Ti-5553 with improved mechanical properties via an in-situ heat treatment combining selective laser melting and substrate plate heating. In: Materials & Design 130, S. 83–89. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.05.010.

Sun, Y.; Huang, B.; Puleo, D. A.; Jawahir, I. S. (2015): Enhanced Machinability of Ti-5553 Alloy from Cryogenic Machining: Comparison with MQL and Flood-cooled Machining and Modeling. In: Procedia CIRP 31, S. 477–482. DOI: 10.1016/j.procir.2015.03.099.

Ulutan, D.; Ozel, T. (2011): Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 51 (3), S. 250–280. DOI: 10.1016/j.ijmactools.2010.11.003.

Vrancken, B.; Buls, S.; Kruth, J.-P.; van Humbeeck, J. (2015): Influence of preheating and oxygen content on Selective Laser Melting of Ti6Al4V. In: Proceedings of the 16th RAPDASA Conference.

Wagner, L.; Wollmann, M. (2013): Properties and Applications of Titanium Alloys in Transport. In: D. Lehmhus, M. Busse, A. S. Herrmann und K. Kayvantash (Hg.): Structural Material and Processes in Transportation: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA (Wiley Online Books).

Yang, X.; Richard L., C. (1999): MACHINING TITANIUM AND ITS ALLOYS. In: Machining Science and Technology 3 (1), S. 107–139. DOI: 10.1080/10940349908945686.

Zhang, B.; Li, Y.; Bai, Q. (2017): Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review. In: Chinese Journal of Mechanical Engineering 30 (3), S. 515–527. DOI: 10.1007/s10033-017-0121-5.

Zopp, C.; Blümer, S.; Schubert, F.; Kroll, L. (2017): Processing of a metastable titanium alloy (Ti-5553) by selective laser melting. In: Ain Shams Engineering Journal 8 (3), S. 475–479. DOI: 10.1016/j.asej.2016.11.004.

5 Zusammenarbeit mit Dritten

Das Verbundvorhaben AMELA wurde vom Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien – IWT Bremen und der TU Chemnitz, Professur für Strukturleichtbau und Kunststoffverarbeitung durchgeführt. Im Teilprojekt „Thermische Gefügeeinstellung, heißisostatisches Pressen und Zerspanen additiv gefertigter metastabiler Beta-Titanlegierungen für Luftfahrtanwendungen“ waren keine weiteren Partner eingebunden.

6 Wissenschaftlich-technischen Ergebnisse des Vorhabens

Im Folgenden werden die wichtigsten erzielten wissenschaftlich-technischen Ergebnisse dargestellt und der Fortschritt im Berichtszeitraum der einzelnen Arbeitspakete erläutert.

HAP 1 Verarbeitungsprozesse

AP 1.1 Additive Fertigung

Zur Untersuchung des Einflusses höherer Prozesstemperaturen im additiven Fertigungsprozess auf die sich entwickelnden Eigenspannungen und das resultierende Gefüge wurden Versuche auf einem LPBF (Laser powderbed fusion)-System Aconity 3D Mini durchgeführt. Da Titanpulver im Vergleich zu Stahl- und Aluminiumpulvern ein erhöhtes Sicherheitsrisiko darstellen, wurde entschieden, dass das Pulverhandling vollständig unter Schutzgas durchgeführt werden soll. Dies erforderte zusätzliche Anpassungen in der Maschinenbedienung und der Gefährdungsbeurteilung. Der anschließende Übertrag der von der TUC entwickelten Prozessparameter auf die PBF-Anlage am IWT konnte erfolgreich durchgeführt werden und die Fertigung dichter Proben war mit den gleichen Prozessparametern möglich, wobei jedoch eine Parameterstudie im Rahmen des Übertrags durchgeführt wurde. Es war somit keine weitere Anpassung der Parameter in Abhängigkeit der

Temperatur nötig. Verarbeitet wurden sowohl die Legierung Ti5-5-5-3, als auch die Legierung 10-2-3 bei Bauplattentemperaturen bis 500 °C (Abbildung 1). Die metallografische Charakterisierung dieser Gefügestände erfolgte im Rahmen des AP 2.2.

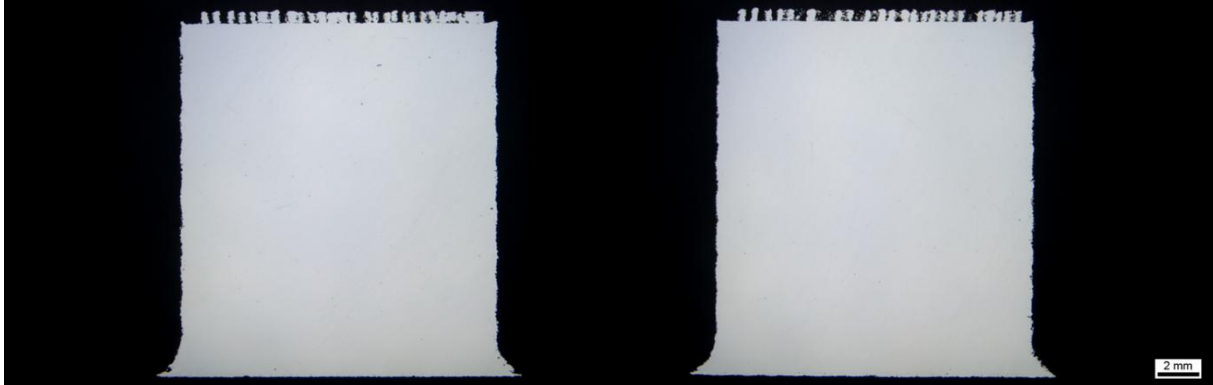


Abbildung 1 Ungeätzte Schlifffbilder der Legierung Ti10-2-3 nach Fertigung bei einer Bauplattentemperatur von 400 °C (links) und 500 °C (rechts)

Gegenüberstellung zu Zielen, Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Prüfung der Übertragbarkeit und Anpassung der an der TU Chemnitz ermittelten Prozessparameter auf das speziell instrumentierte Laborsystem Aconity 3D Mini konnte erfolgreich abgeschlossen werden und die gesetzten Ziele erreicht werden. Dies erfolgte unter angemessenem Einsatz von personellen und materiellen Ressourcen.

AP 1.2 Wärmebehandlung und HIP

Die Einstellung der Gebrauchseigenschaften über die Mikrostruktur erfolgt üblicherweise durch eine geeignete Wärmebehandlung. Für die additiv gefertigten metastabilen β -Titanlegierungen liegen hierzu nur sehr begrenzte Daten vor, sodass die Zusammenhänge zwischen Gefügebildung, Prozessparametern und Eigenschaften zunächst ermittelt werden müssen. Hierfür wurden zwei parallele Ansätze verfolgt. Da im as-built Zustand bereits ein reines (bzw. größtenteils) β -Gefüge vorliegt, wurde für die Wärmebehandlung der Legierungen Ti5-5-5-3 und Ti10-2-3 zunächst auf das β -Glühen und Abschrecken verzichtet und die as-built Proben wurden ohne vorherige Prozessschritte im Vakuumofen ausgelagert, um ein Gefüge mit α - und β -Phasenanteilen einzustellen. Auf diese Weise wird ein günstiges Eigenschaftsprofil angestrebt, das eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig ausreichender Duktilität bietet. Die Auslagerung erfolgt jeweils für 1 h und 2 h bei 500 °C, 600 °C, 650 °C, 700 °C und 750 °C. Eine solche einstufige Wärmebehandlung bietet im Vergleich zu den sonst oftmals mehrstufigen Verfahren Vorteile hinsichtlich der Durchlaufzeiten und Kosteneffizienz der Wärmebehandlung selber. Der Verzicht auf Abschreckprozesse verringert jedoch auch die Verzugsgefahr, die besonders bei

filigranen oder dünnwandigen additiv gefertigten Strukturen, kritisch ist und senkt das Risiko für Oberflächenoxidation.

Der zweite Ansatz zielte auf eine darüber hinaus gehende Entwicklung mehrstufiger Wärmebehandlungsprozessrouten ab. Ziel war es weiteres Verständnis für die Gefügeentwicklung der additiv hergestellten Proben mittels Wärmebehandlung zu gewinnen und eine Wärmebehandlung zu entwickeln, die zu einer Steigerung der Dauerfestigkeit, im Vergleich zum einstufigen direkt ausgelagerten Zustand, genutzt werden kann. Um eine möglichst große Anzahl an Varianten zu untersuchen wurden die Untersuchungen an Miniaturproben durchgeführt und mit einer kalorimetrischen Messung gekoppelt (Abbildung 2). Tabelle 1 gibt einen Überblick über die untersuchten Wärmebehandlungsvarianten. Die Abkühl- und Aufheizraten wurden konstant bei 10 K/min gehalten.

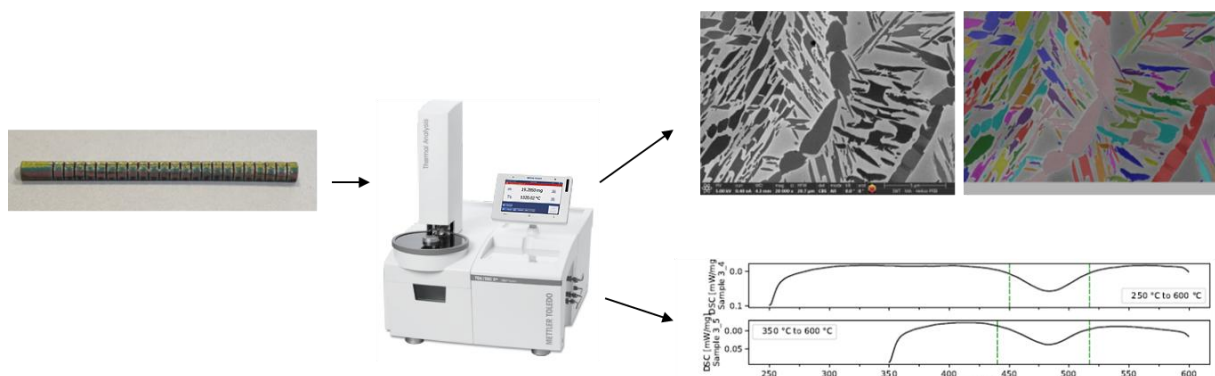


Abbildung 2 Vorgehen zum Screening der Wärmebehandlungsvarianten

Tabelle 1 Untersuchte Wärmebehandlungen für die Legierung Ti5553

Wärmebehandlung	Zeit- und Temperaturstufen
Direct Aging	500 °C, 1 h bis 2 h
	600 °C, 1 h bis 4 h
	650 °C, 1 h
	700 °C, 1 h bis 2 h
	750 °C, 1 h
Subtransus Glühen	800 °C, 2.5 h
Subtransus Glühen + Ageing	800 °C, 2.5 h + 500 °C, 2 h
	800 °C, 2.5 h + 600 °C, 1 h
	800 °C, 2.5 h + 600 °C, 2 h
	800 °C, 2.5 h + 600 °C, 4 h
	800 °C, 2.5 h + 700 °C, 2 h
Glühen + Duplex Ageing	800 °C, 2.5 h + 250 °C, 2 h + 500 °C, 2 h
	800 °C, 2.5 h + 250 °C, 2 h + 600 °C, 2 h
	800 °C, 2.5 h + 350 °C, 2 h + 500 °C, 2 h
	800 °C, 2.5 h + 350 °C, 2 h + 600 °C, 2 h

Aufgrund der hohen erzielten Bauteildichte im as-built Zustand wurde entschieden, den Einfluss des heißisostatischen Pressens (HIP) auf die mechanischen Kennwerte nicht anhand quasistatischer Zugprüfungen durchzuführen. Der Vergleich des „gehippten“ und „ungehippten“ Probenzustands wird mittels Schwingprüfung

untersucht, da diese Prüfung sensitiver für Porositätsänderungen ist, wie sie durch den HIP-Prozess erwartet werden.

Zur Untersuchung des Einflusses der Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften und zyklischer Beanspruchung, einem wesentlichen Auslegungskriterium für strukturelle Luftfahrtbauteile, wurden des Weiteren mehrere Sätze (jeweils 45 Proben pro Satz) an Schwingproben wärmebehandelt. Die Auswahl der Wärmebehandlungen erfolgte auf Basis der metallografischen Untersuchungen an den in Tabelle 1 gezeigten Prozessen und vorhandenem Wissen von der Wärmebehandlung der Legierung TiAl6V4. Ein Teil der Prozessschritte wurde zur Steigerung der Schwingfestigkeit in der heißisostatischen Presse unter hohem Druck durchgeführt. Folgende Wärmebehandlungen wurden dafür umgesetzt:

Tabelle 2 *Ausgewählte Wärmebehandlungszustände für Schwingprüfung*

Wärmebehandlung	Zeit- und Temperaturstufen
Probencharge 1	700 °C, 2 h im Vakuumofen
Probencharge 2	700 °C, 2 h, bei 200 MPa in der HIP, Ofenabkühlung
Probencharge 3	600 °C, 2 h, bei 200 MPa in der HIP, Ofenabkühlung
Probencharge 4	920 °C, 2 h, bei 100 MPa in der HIP, Ofenabkühlung + 600 °C, 6 h, Luftabkühlung
Probencharge 5	800 °C, 2 h, bei 100 MPa in der HIP, Abschreckung + 250 °C, 2 h, bei 100 MPa in der HIP + 500 °C, 2 h, bei 100 MPa in der HIP, Abschreckung

Die Ergebnisse der mechanischen und metallografischen Charakterisierung zu diesen Wärmebehandlungsprozessen finden sich in den Arbeitspaketen 2.2 und 2.3.

Gegenüberstellung zu Zielen, Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Ziel des AP 1.2 war die Prozessentwicklung für die Wärmebehandlung inkl. des heißisostatischen Pressens sowie die Untersuchung entsprechender Prozesskombination und -integrationen. Des Weiteren sollten durch die durchgeführten Wärmebehandlungen Eigenschaftsprofile für die Betatitanlegierungen eingestellt werden, die die des Ti-6Al-4V übertreffen und eine relative Bauteildichte von 99,9 % überschreiten. Diese Ziele konnten alle erreicht werden. Des Weiteren wurde mit dem DSC-Wärmebehandlungsscreening eine neue Methode zur Hochdurchsatzprozessentwicklung erprobt die es ermöglicht hat eine über die Planung hinausgehende Versuchsmatrix an Wärmebehandlungsparameter zu untersuchen und entsprechende Korrelationen mit dem resultierenden Gefüge zu erstellen. Die Arbeiten wurden mit einem angemessenen Aufwand durchgeführt.

AP 1.3 Oberflächenbearbeitung

AP 1.3.1 Zerspan Untersuchungen

Im Projekt wurden Zerspanuntersuchungen an Proben im β -Gefügestand nach der additiven Fertigung (as-built Zustand) der beiden Titanlegierungen Ti-5-5-5-3 und Ti-10-2-3 sowie an wärmebehandelten (700 °C, 1 h) Proben aus Ti-5-5-5-3 im α -Gefügestand und ergänzend an konventionell gewalztem Ti-10-2-3 erfolgreich

durchgeführt. Die TUC stellte hierzu gedruckte Proben mit L-förmigem Querschnitt bereit (vgl. Abbildung 3 (a)), die anschließend am IWT wärmebehandelt wurden. Als Zerspanprozess wurde das Stirn-Umfangs-Planfräsen ausgewählt. Der Prozess wurde so ausgelegt, dass eine Probe in drei Schnitten mit jeweils verschiedenen Maschinenstellgrößenkombinationen (Schnitt A, B, C in Abbildung 3 (b)) bearbeitet wurde. Die Schnitttiefe $a_p = 9,5 \text{ mm}$ und der Zahnvorschub $f_z = 80 \text{ }\mu\text{m}$ blieben dabei stets konstant, und es wurde jeweils ein Wiederholversuch durchgeführt. Dieses Vorgehen ermöglichte zusätzlich zu dem Einfluss der Legierung auch den Einfluss der Eingriffsbreite a_e und der Schnittgeschwindigkeit v_c auf die Zerspanung zu untersuchen. Für sämtliche Versuche wurden für einen quantitativen Vergleich während der Fräsversuche zum einen werkstückseitig die Kräfte in die drei Raumrichtungen mittels eines piezoelektrischen 3-Komponenten-Dynamometers (Typ 9257 B, Kistler Instrumente GmbH) aufgenommen und zum anderen lokale Werkstücktemperaturen mittels Thermoelement (vgl. Abbildung 3 (c)). Das Thermoelement war dabei so platziert, dass dessen Spitze vor der Zerspanung 4 mm von der zu bearbeitenden Werkstückfläche entfernt lag. Die hierzu eingebrachte 6 mm-tiefe Bohrung mit einem Durchmesser von 1 mm lag mittig im Bereich des Schnitts C.

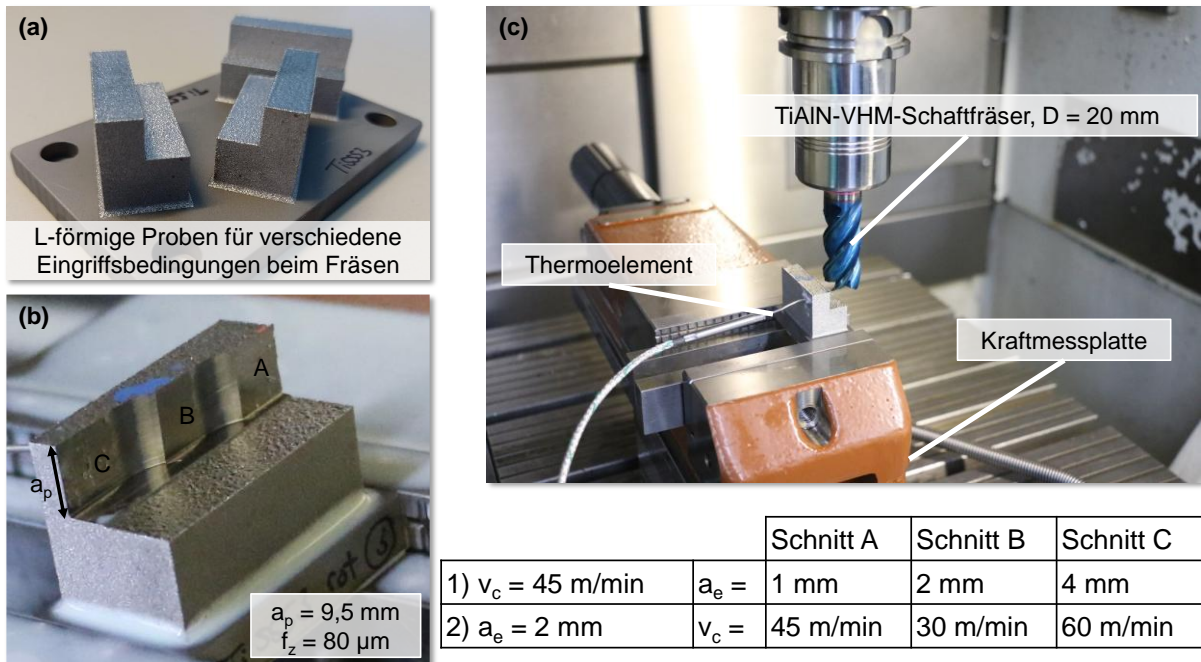


Abbildung 3 Additiv gefertigte Probengeometrie (a), Probe nach der Zerspanung mit drei unterschiedlichen Maschinenstellgrößenkombinationen (b) und Versuchsaufbau inkl. Messtechnik (c)

Aus den aufgenommenen Kraftsignalen wurde über die vektorielle Addition der Schnitt- und Vorschubkraft die maximale Aktivkraft ausgewertet, die eine charakteristische Größe der Zerspanung darstellt. Abbildung 4 zeigt neben der Aktivkraft auch prozessbedingte Temperaturanstiege für die durchgeführten Versuche.

Bei der Aktivkraft zeigten sich für den as-built Zustand keine relevanten Unterschiede im Vergleich der beiden Legierungen. Mit zunehmender Eingriffsbreite und damit Zerspanvolumen steigt die Aktivkraft, während die Schnittgeschwindigkeit im untersuchten Bereich nur einen geringen Einfluss hat. Gemäß der ebenfalls angegebenen Vickershärte liegt die Aktivkraft bei höherer Härte ebenfalls höher. Dies

zeigt sowohl die Legierung Ti-10-2-3 im konventionell gewalzten Zustand als auch der α -Gefügezustand der Legierung Ti-5-5-5-3 nach der Wärmebehandlung. Mit 378 HV1 liegt die Härte des letztgenannten Zustands deutlich über den anderen Zuständen, weshalb deutlich höhere Aktivkräfte auftreten. Auffällig ist auch, dass die Standardabweichung der Aktivkraft für diesen Zustand nach zwei Versuchen deutlich größer ist im Vergleich zu den anderen Zuständen. Der Grund hierfür ist der starke Werkzeugverschleiß bereits nach der Zerspanung eines Werkstücks, der im Folgenden noch näher betrachtet wird.

Bei der Analyse der prozessbedingten Temperaturanstiege ist zu beachten, dass die Entfernung des Thermoelements zur aktuell zerspannten Oberfläche für die einzelnen Schnitte nicht gleich ist. So liegt der Abstand zu dessen Spitze bei der Variation der Eingriffsbreite für Schnitt A bei 3 mm, für Schnitt B bei 1 mm und in Schnitt C wird das Thermoelement während der Zerspanung zerstört. Entsprechend sind die ausgewerteten maximalen Temperaturanstiege mit abnehmendem Abstand (und zunehmender Eingriffsbreite) prinzipiell größer. Insgesamt ist festzustellen, dass nur geringe Temperaturanstiege von maximal 50 °C nachgewiesen werden können. Dies ist bedingt durch die geringe Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs, die einhergeht mit einer hohen Wärmeabfuhr über die Späne und das Werkzeug. Wenngleich sich beim Vergleich der Legierungen Unterschiede feststellen lassen, sind in diesem geringen Temperaturbereich keine eindeutigen Aussagen über veränderte Zerspanungseigenschaften zu treffen. Tendenziell liegt auch hier der wärmebehandelte Zustand oberhalb der anderen Zustände. Insbesondere bei einer Eingriffsbreite $a_e = 4$ mm bzw. einer Schnittgeschwindigkeit $v_c = 60$ m/min sind deutlich höhere Temperaturanstiege festzustellen, bevor das Thermoelement zerstört wird.

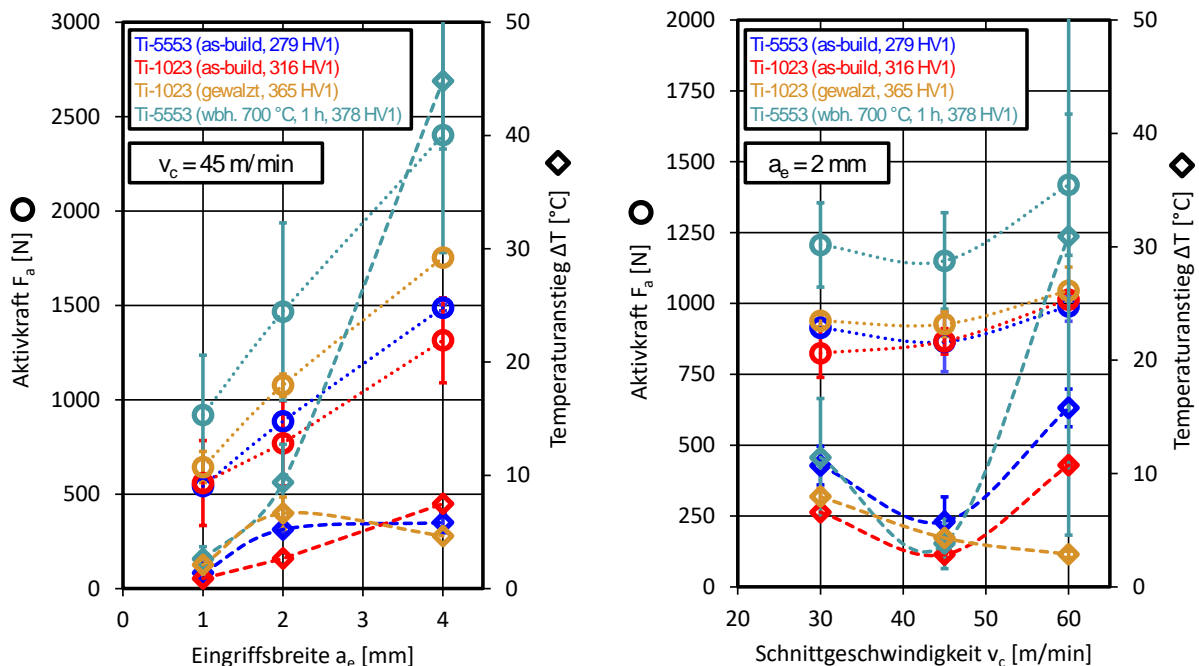


Abbildung 4 Einfluss der Maschinenstellgröße Eingriffsbreite (links) und Schnittgeschwindigkeit (rechts) auf die Aktivkraft und den Temperaturanstieg im Werkstück während der Zerspanung

Analysiert wurde auch die Rauheit der prozessierten Werkstücke an der Oberfläche, die durch die Mantelfläche des Fräsers modifiziert wurde. Vor der Zerspanung lag diese bei ca. $S_a = 18 \mu\text{m}$ (vgl. Abbildung 5). Taktil gemessene R_a -Werte bestätigten die optische Messung mittels Fokusvariation (Typ InfiniteFocus G5, Bruker alicon). Mit steigender Eingriffsbreite und Schnittgeschwindigkeit steigt der Rauheitskennwert. Ein Unterschied zwischen den beiden as-built Legierungen liegt lediglich für die Eingriffsbreite $a_e = 4 \text{ mm}$ vor. Wie in der optischen Aufnahme zu sehen, ist hier ein deutlicher Oberflächendefekt zu erkennen in Form einer Materialaufschweißung. Für diese Maschinenstellgrößenkombination liegt keine Wiederholmessung vor, die Standardabweichung der anderen Versuchspunkte legen allerdings auch nahe, dass diese Defekte stochastischer Natur sind. Die wärmebehandelte Legierung Ti-5-5-5-3 liegt auch hier insbesondere für die hohe Eingriffsbreite deutlich oberhalb der anderen Zustände. Auch hier ist der hohe Werkzeugverschleiß und die daraus resultierende Zerspanung als Grund zu nennen. Die Ergebnisse mit der konventionell gewalzten Ti-10-2-3-Legierung zeigen, dass geringere Rauheiten erzielt werden können. Anzumerken ist, dass hier nur gedruckte Legierungen ohne ein heißisostatisches Pressen untersucht wurden, wodurch Rauheiten potentiell auch nach der Zerspanung verringert werden.

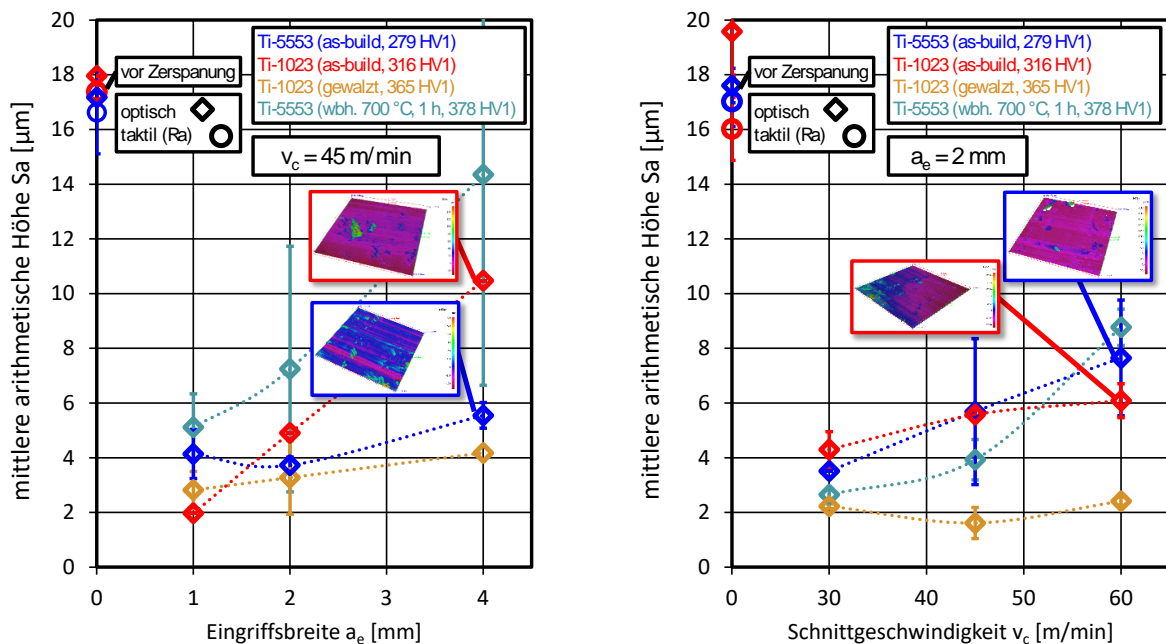


Abbildung 5 Einfluss der Maschinenstellgröße Eingriffsbreite (links) und Schnittgeschwindigkeit (rechts) auf die Oberflächentopographie

Weitere Kriterien der Zerspanbarkeit sind der Werkzeugverschleiß und die Spanform. Abbildung 6 zeigt entsprechende Aufnahmen für zwei Maschinenstellgrößenkombinationen vergleichend für drei Legierungs- bzw. Gefügestände. Mit jedem Fräser wurden jeweils zwei Werkstücke mit gleichen Stellgrößen bearbeitet. Der Einfluss des Werkzeugverschleißes lässt sich daher mithilfe der Versuche isoliert betrachten. Festzuhalten ist, dass trotz der vergleichsweise geringen Schnittwege bereits im as-built Zustand ein deutlicher

Verschleiß zwischen dem Zeitpunkt U, nach dem ersten Schnitt A, und dem Zeitpunkt V, nachdem die Schnitte B, C und die drei Schnitte des Wiederholversuchs durchgeführt wurden, vorliegt. Anhand der Späne ist dies durch gezackte Spankanten ebenfalls erkennbar. Ein Unterschied zwischen den as-built Legierungen ist auch hier nicht eindeutig nachweisbar. Für die ebenfalls untersuchte wärmebehandelte Ti-5-5-5-3 Legierung hingegen ergeben sich deutliche Unterschiede. Insbesondere kommt es hier zu Aufschweißungen von Werkstückwerkstoff und deutlich veränderten Spänen über die Schnittzeit des Werkzeugs.

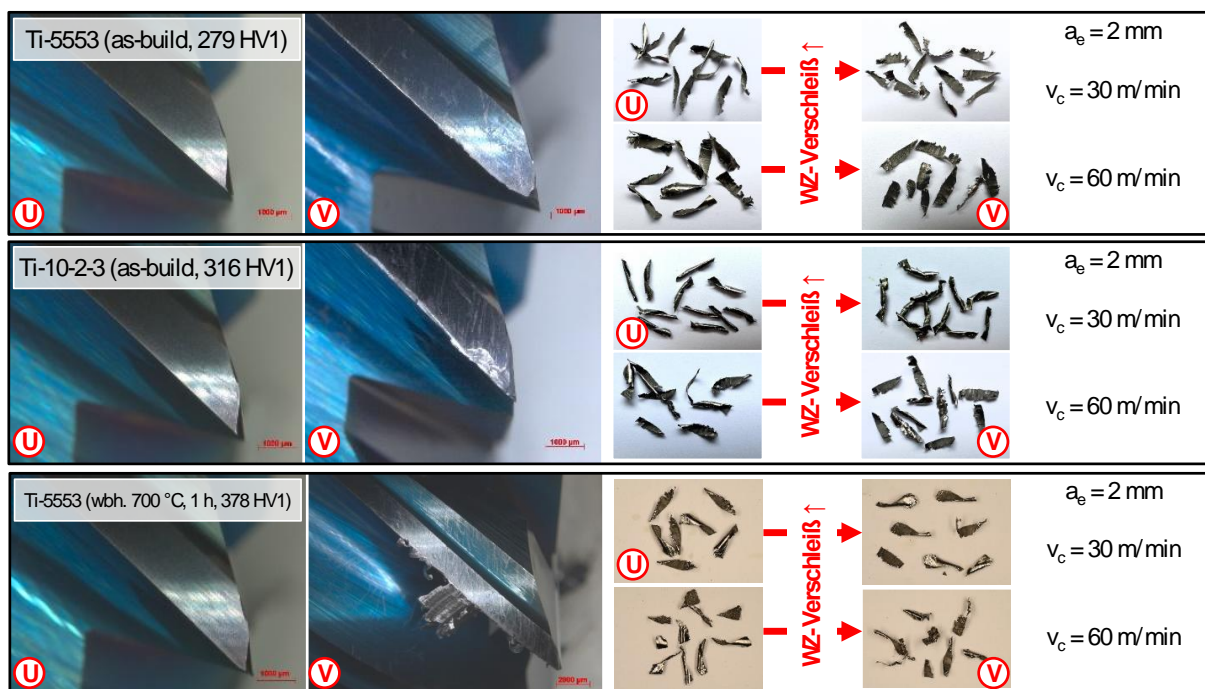


Abbildung 6 Mikroskopaufnahmen der Schneide nach dem ersten (links) und letzten (rechts) Schnitt eines Werkzeugs und erzeugte Späne des Versuchsplans

Gegenüberstellung zu Zielen, Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Das Ziel von Arbeitspaket 1.3.1 bestand in der Charakterisierung der Zerspanbarkeit an as-built sowie zusätzlich wärmebehandelten Proben verschiedener Titanlegierungen vergleichend zu konventionell gewalztem Material. Die durchgeführten Zerspanuntersuchungen ermöglichten dies und erlaubten zusätzlich zu dem Einfluss des Werkstoffs auch den Einfluss der Eingriffsbreite a_e und der Schnittgeschwindigkeit v_c zu untersuchen. Für den β -Gefügestand mit geringerer Härte nach der additiven Fertigung konnte keine veränderte Zerspanbarkeit zwischen den beiden Legierungen festgestellt werden. Die Messungen an wärmebehandelten (700 °C, 1 h) Proben im α -Gefügestand hingegen belegen, dass die höhere Härte des Werkstoffs zu einem hohen Werkzeugverschleiß und damit einhergehend zu hohen Kräften führt. Dies bestätigt die vorgesehene Prozesskette mit einer Zerspannung im Schruppschnitt, wie sie hier durchgeführt wurde, vor der

Wärmebehandlung und einer anschließenden Schlichtbearbeitung mit deutlich reduzierten Maschinenstellgrößen. Die Zerspanbarkeit ist damit erfolgreich charakterisiert und wurde mit angemessenem Personal- und Ressourcenaufwand erreicht.

HAP 2 Werkstoffmechanik

AP 2.1 Pulvercharakterisierung

Abbildung 9 und Abbildung 10 zeigen REM-Aufnahmen und die mittels Laserbeugung bestimmte Partikelgrößenverteilung der beiden beschafften Metallpulver. Beide Pulver bestehen aus sphärischen Partikeln, weisen jedoch einen hohen Anteil feiner Partikel auf, der ein erhöhtes Sicherheitsrisiko birgt, da die Explosionsgrenze mit sinkender Partikelgröße absinkt. Üblicherweise wird der Feinanteil, in diesem Fall alle Partikel $< 20 \mu\text{m}$ aus dem zerstäubten Rohpulver abgetrennt, was für die vorliegenden Pulver vermutlich nicht erfolgte.

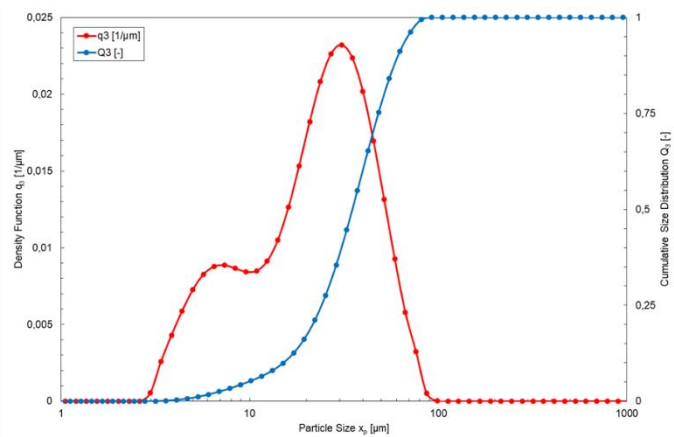
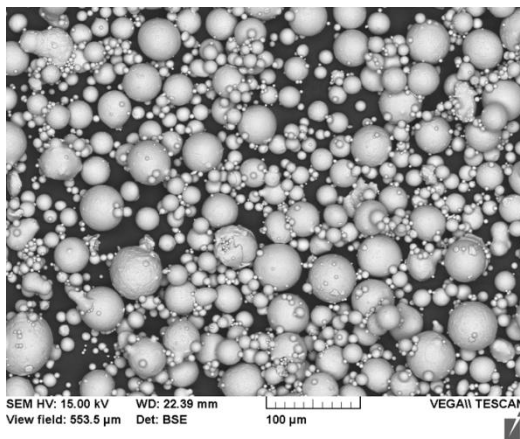


Abbildung 7 REM-Aufnahme und Partikelgrößenverteilung des Pulvers der Legierung Ti5-5-3

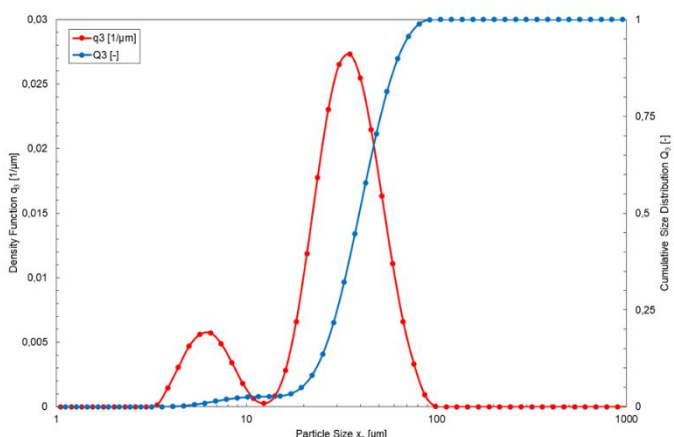
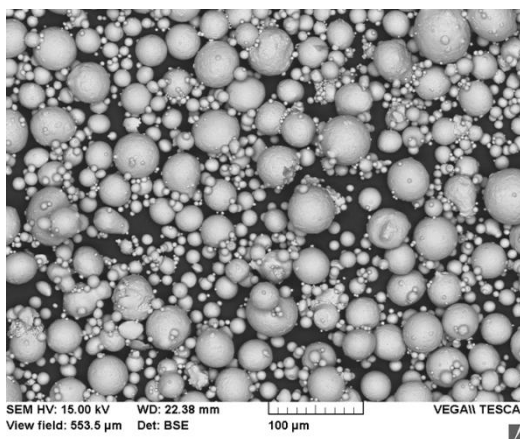


Abbildung 8 REM-Aufnahme und Partikelgrößenverteilung des Pulvers der Legierung Ti10-2-3

Die weitere Charakterisierung der Metallpulver, wie beispielsweise die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung, der Fließeigenschaften und der

Pulvermorphologie haben keine Abweichungen zu den Sollwerten bzw. kein Verhalten gezeigt, die eine Einschränkung der Nutzung erwarten lassen hätten.

Gegenüberstellung zu Zielen, Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Im Rahmen des AP 2.1 wurde eine grundlegende Charakterisierung der verwendeten Metallpulver durchgeführt. Die geplante Untersuchung der Pulveralterung über die Dauer des Vorhabens wurde zu Gunsten einer Erhöhung des Untersuchungsumfangs der Wärmebehandlungsvarianten und Ermittlung der Wöhlerlinien verzichtet.

AP 2.2 Mikrostrukturanalytik

AP 2.2.1 Porositätsanalytik

Die bei erhöhter Plattformtemperatur gefertigten Proben der beiden Legierungen wurden metallografisch und mittels Bildanalyse hinsichtlich ihrer Porosität analysiert. In allen Fällen wurde eine sehr geringe Porosität festgestellt, die sich auf dem gleichen Niveau befindet, wie in denen beim Projektpartner TUC bei einer Plattformtemperatur von 200 °C gefertigten Proben. Exemplarische Aufnahmen wurden bereits unter AP 1 (Abbildung 1) gezeigt.

AP 2.2.2 Gefüge in Abhängigkeit der AM-Bedingungen

Ausgangspunkt für alle thermisch bedingten Änderungen des Gefüges ist der Zustand nach der additiven Fertigung, as-built Zustand genannt. Dieses Ausgangsgefüge wurde licht- und elektronenmikroskopisch untersucht und charakterisiert.

Im as-built Zustand lassen sich die für den LPBF-Prozess charakteristischen Schmelzspuren erkennen, die durch die schichtweise Rotation der Belichtungsrichtung, in verschiedenen Ebenen angeschliffen wurden und deshalb keine einheitliche Größe zeigen (Abbildung 9 (a)). Ebenfalls sichtbar sind die Korngrenzen als helle Linien im geätzten Schliffbild. Wie auch die EBSD-Aufnahmen (Electron backscatter diffraction) bestätigen, besteht das Gefüge aus länglichen Körnern, die entlang der Aufbaurichtung orientiert sind und sich durch epitaktisches Wachstum über mehrere Schichten des LPBF-Prozesses gebildet haben.

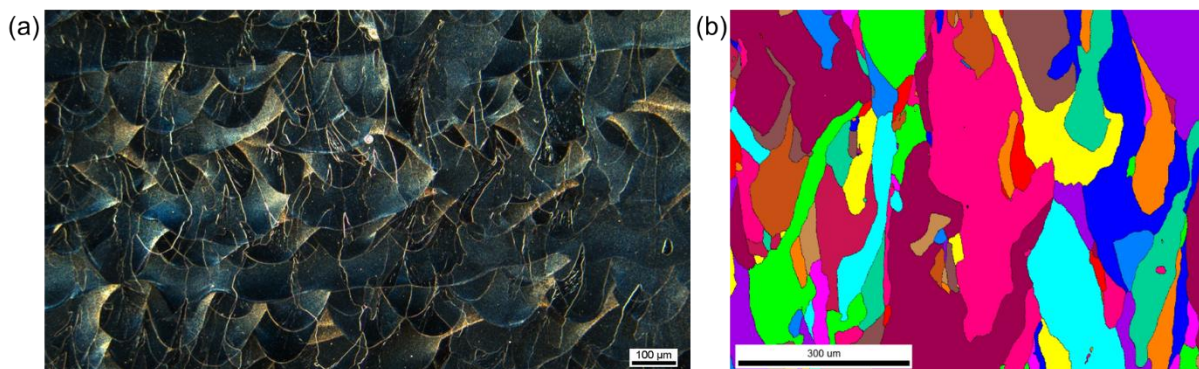


Abbildung 9 Geätztes Schliffbild (a) sowie EBSD-Aufnahme (b) der Legierung Ti5-5-5-3 (Schichtdicke: 60 µm)

Die Phasenbestimmung mittels EBSD zeigt im as-built Zustand ein reines β -Gefüge und damit ein gut für ein Direct Ageing Wärmebehandlung geeignetes Ausgangsgefüge. Dies senkt einerseits das Verzugsrisiko, das üblicherweise beim Abschrecken am höchsten ist, und vereinfacht auch den Wärmebehandlungsprozess und steigert damit die Wirtschaftlichkeit.

Vergleichbare Untersuchungen des as-built Zustandes der Legierung Legierung Ti10-2-3 nach Fertigung bei einer Plattformtemperatur von 200 °C, zeigt Abbildung 10. Nach Ätzung nach Kroll ist ein feines β -Gefüge mit geringer Restporosität sichtbar. Die Korngrenzen erscheinen als dunkle Linien. Es sind keine grundsätzlichen Unterschiede festzustellen.



Abbildung 10 Ti10-2-3 as-built 200°C

Die höher aufgelösten rasterelektronenmikroskopischen (REM)-Aufnahmen (Abbildung 11) des Gefüges der Legierung Ti5-5-5-3 zeigen darüber hinaus gehend eine gerichtete Erstarrungsstruktur innerhalb der einzelnen Schmelzspuren. Bei noch stärkerer Vergrößerung (b) lässt sich eine sehr fein verteilte weitere Phase erkennen, die aus einzelnen Partikeln <100 nm besteht. Eine Bestimmung dieser Phase ist mittels der verfügbaren Mikroskopietechnik aktuell nicht möglich. Es könnte sich dabei jedoch um die ω -Phase, die bei der späteren Warmauslagerung als Keimstelle für die weitere Phasenbildung wirken würde oder um nanoskalige Ausscheidungen der α -Phase handeln. Die geringe Größe der Ausscheidungen erklärt auch, dass sie mittels EBSD-Phasenbestimmung nicht erkannt wurden.

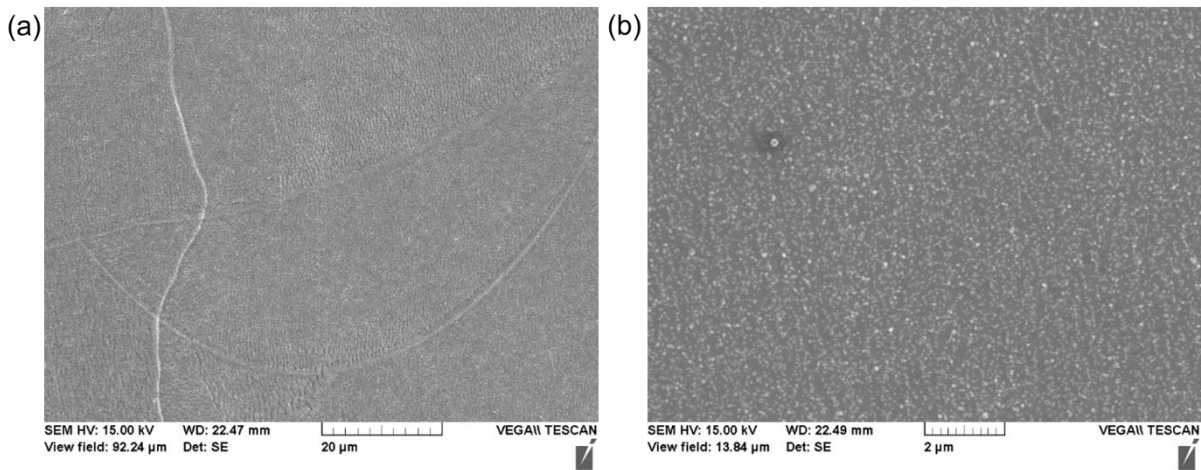


Abbildung 11 REM-Aufnahmen der Legierung Ti5-5-5-3 (Schichtdicke:60 µm)

Die bis hierher gezeigten Aufnahmen zeigen das Gefüge nach LPBF-Fertigung mit einer Schichtstärke von 60 µm. Abbildung 12 zeigt vergleichbare Aufnahmen der Legierung Ti5-5-5-3 nach Fertigung bei einer Schichtstärke von 30 µm. Mit Änderung der Schichtstärke geht eine Änderung der Abkühl- bzw. Erstarrungsbedingungen einher die zu Abweichungen des as-built Gefüges führen können. Die EBSD- und REM-Aufnahmen zeigen, dass das Gefüge grundsätzlich vergleichbar zum Zustand nach Fertigung mit 60 µm Schichtstärke ist, jedoch sowohl die Körner als auch die Ausscheidungen der nicht identifizierten hell erscheinenden Phase kleiner sind. Der Einfluss dieser Unterschiede auf den Wärmebehandlungsprozess und die mechanischen Eigenschaften wurde in weiteren Untersuchungen berücksichtigt.

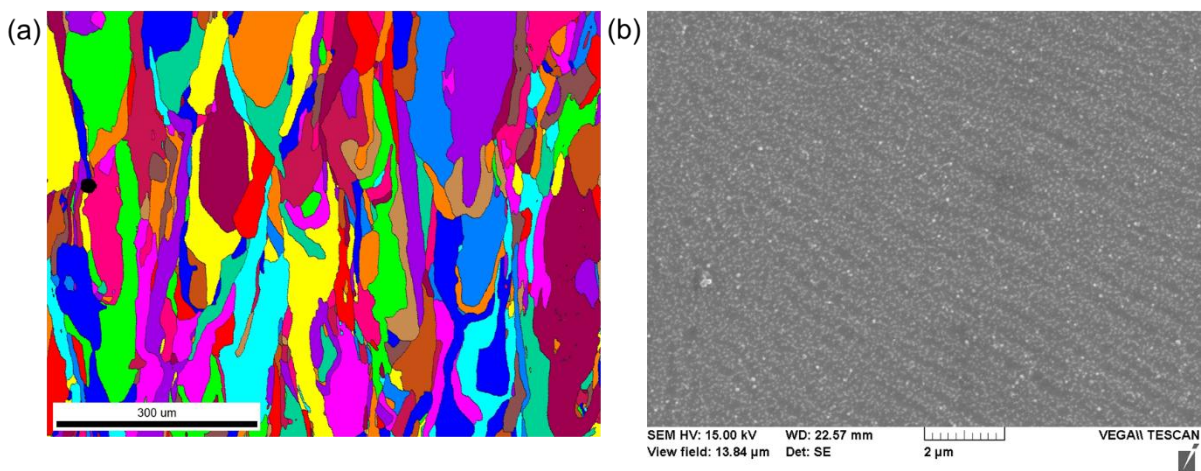


Abbildung 12 EBSD- (a) und REM-Aufnahme (b) der Legierung Ti5-5-5-3 (Schichtdicke:30 µm)

AP 2.2.3 Gefügeänderung durch Wärmebehandlung

In Folge der α -Auslagerung kommt es zu Gefügeänderungen der Legierung Ti5-5-5-3. Abbildung 13 zeigt Ausschnitte des Gefüges nach Durchführung verschiedener Direct Ageing Wärmebehandlungsvarianten bei identischer Vergrößerung. Je höher die Auslagerungstemperatur desto gröber ist die resultierende nadelige Gefügestruktur, wobei der Einfluss der Temperatur stärker ist als der Einfluss der Wärmebehandlungsdauer. EBSD-Messungen (Abbildung 14) bestätigen, dass es sich

bei der im Rückstreubild dunkel erscheinenden Phase um α -Titan und bei der hellen Phase um β -Titan handelt. Jedoch ist bereits bei dem gröbsten Gefüge die Auflösung der EBSD-Messung zu gering um die Phasenanteile korrekt zu bestimmen (vgl. rot umrandeter Bereich in Abbildung 14). Wird die Struktur zu fein, so ist der gemessene α -Phasenanteil zu hoch.

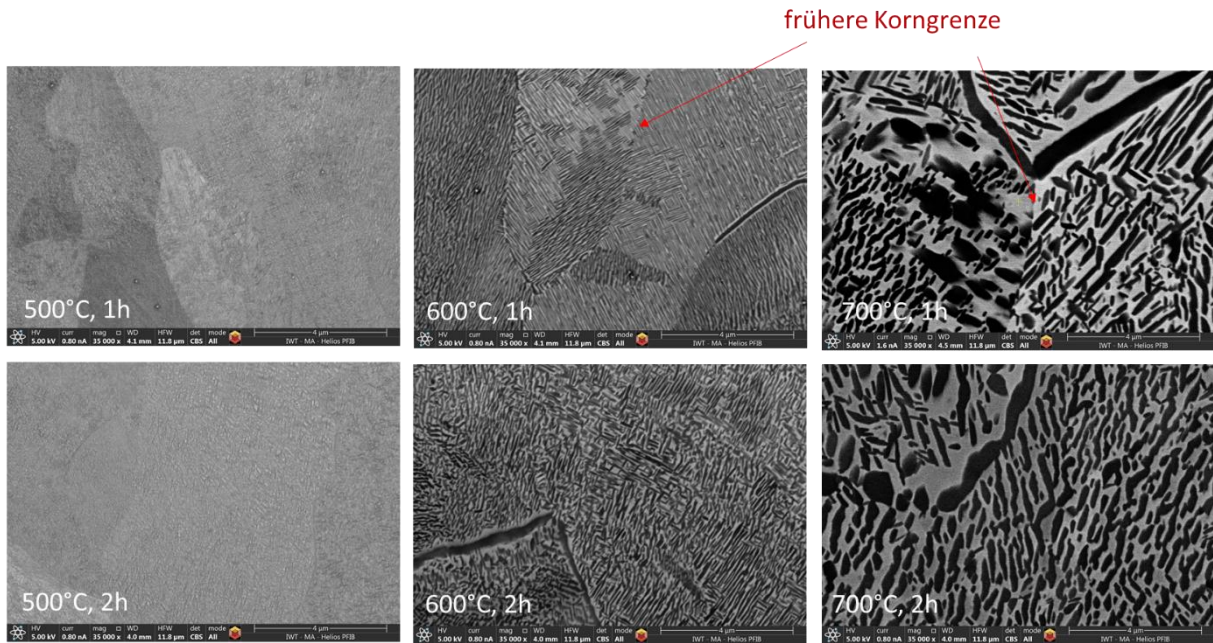


Abbildung 13 REM-Gefügeaufnahmen der Legierung Ti5-5-5-3 nach Wärmebehandlung bei 500 °C bis 700 °C

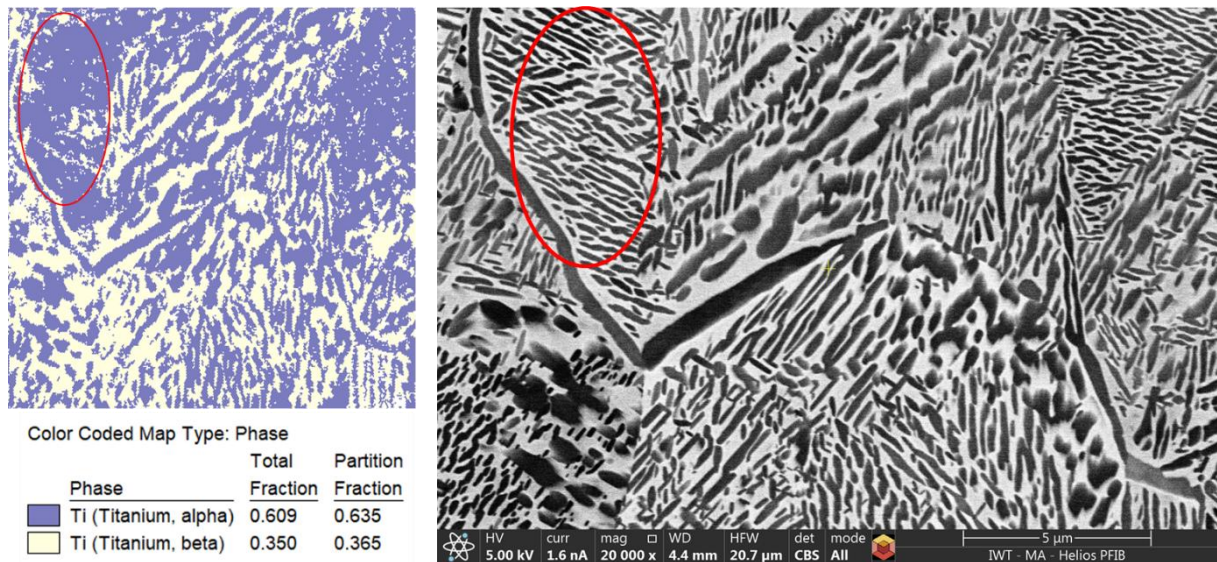


Abbildung 14 EBSD-Messung (links) und REM-Aufnahme der Legierung Ti5-5-5-3 nach einstuändiger Wärmebehandlung bei 700°C

Eine genauere Bestimmung der Phasenanteile ist mittels Bildanalyse an den Rückstreubildern möglich. Die Ergebnissen der Analyse sind in der Tabelle 3 zusammengefasst.

Tabelle 3 Mittels Bildanalyse bestimmte Phasenanteile nach Wärmebehandlung der Legierung Ti5-5-3, nb = nicht möglich zu bestimmen

WB-Zustand	α -Ti	β -Ti
as-built (EBSD & XRD) Ergebnis fraglich	-	100%
700°C, 1 h	55,3%	44,7%
700°C, 2 h	61,0%	39,0%
600°C, 1 h	67,5%	32,5%
600°C, 2 h	59,5%	40,5%
500°C, 1 h	nb	nb
500°C, 2 h	nb	nb

Nach der Wärmebehandlung bei 500 °C lassen sich die Phasenanteile auch mittels Bildanalyse an den verfügbaren hochauflösenden Rückstreubildern nicht mehr bestimmen, wobei noch sichtbar ist, dass sich ebenfalls ein nadeliges Gefüge ausbildet. Im as-built Zustand lässt sich das Gefüge im Rückstreubild nicht auflösen. Beachtet werden muss, dass pro Zustand ein vergleichsweise kleiner Gefügebereich ausgewertet wird und es somit zu Abweichungen von der mittleren Verteilung kommen kann. Die Untersuchung zeigt jedoch, dass die Wärmebehandlungsparameter einen stärkeren Einfluss auf die Größe der sich bildenden Struktur haben als auf die sich einstellenden Phasenanteile.

Eine über die Direct Ageing Behandlung hinausführende mehrstufige Wärmebehandlung kann genutzt werden um ein Gefüge mit multiskaligen α -Ausscheidungen einzustellen und die je nach Temperasturniveau auch zu einer Auflösung der stark gerichteten as-built β -Kornmorphologie führt. Bauteile mit einer solchen Mikrostruktur sollten sich allem voran hinsichtlich der Ermüdungseigenschaften abheben.

Abbildung 15 und Abbildung 16 zeigen den Einfluss der durchgeführten mehrstufigen Wärmebehandlungsprozesse auf das Gefüge. Durch das Einfügen eines Glühschritts unterhalb der Betatransustemperatur vor dem Auslagerungsschritt kommt es zu einer Änderung der Alpha-Ausscheidung. Die Gefügebildungen nach Auslagerung bei 500 °C für 2 h zeigen α -Ausscheidungen an den Korngrenzen sowie grobe Ausscheidungen innerhalb der β -Körner. Die α -Ausscheidungen haben eine Dicke von 0,8 μm bis 1,2 μm . Zwischen den groben Ausscheidungen ist eine feine, nadelförmige, kantige Mikrostruktur sichtbar. Die Dicke dieser Ausscheidungen liegt im Nanometerbereich, die Länge beträgt bis zu 1 μm .

Auch nach Auslagerung bei 600 °C für 60 min, 120 min und 240 min ist in allen Proben grobe Ausscheidungen sichtbar, sowohl an den Korngrenzen als auch innerhalb der Körner. Die Korngrenzendicke liegt nach 60 min zwischen 1 μm und 1,5 μm , nach 120 min zwischen 1,5 μm und 2,1 μm und nach 240 min zwischen 1,7 μm und 2,7 μm . Innerhalb der Körner weist die α -Phase eine variierende Morphologie zwischen sphärisch und nadelig auf.

Nach Auslagerung bei 700 °C nimmt die Stärke der α -Ausscheidungen an den Korngrenzen weiter zu und erreicht Werte von bis zu 4 μm . Innerhalb der Körner nimmt der Anteil der nadelförmigen Ausscheidungen im Vergleich zu den geringeren Auslagerungstemperaturen ab.

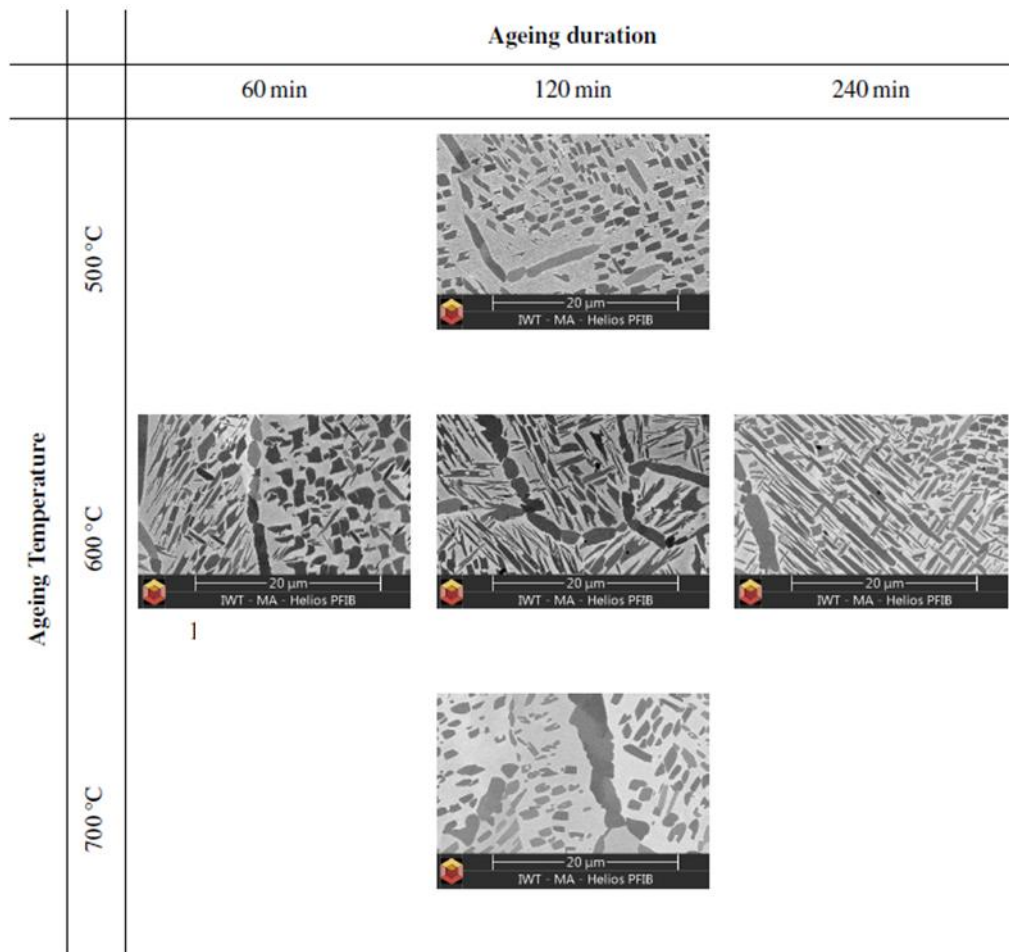


Abbildung 15 Gefügeaufnahmen der Proben nach Wärmebehandlung bestehend aus Glühen bei 800 °C für 2,5 h und anschließender Warmauslagerung zwischen 500°C und 700°C für 60 min bis 240 min.

Die Durchführung von zwei Auslagerungsschritten, zunächst bei geringer Temperatur von 250 °C bzw. 350 °C zeigt unterschiedliche Ergebnisse, je nachdem ob vor der Auslagerung noch ein Glühen bei 800 °C durchgeführt wird, oder ob der as-built Zustand direkt ausgelagert wird. Bei der direkten Auslagerung entsteht ein sehr feines Gefüge. Im Vergleich zum bereits im vorherigen Projektzeitraum durchgeführten einstufigen Auslagern führt das Vorauslagern bei niedrigerer Temperatur zu einer Abnahme der Größe der α -Phase. Während bei Auslagerung bei 500°C keine α -Auslagerung auf den β -Korngrenzen sichtbar ist, bildet sich bei der 600°C Auslagerung einer leichter Belag der β -Korngrenzen.

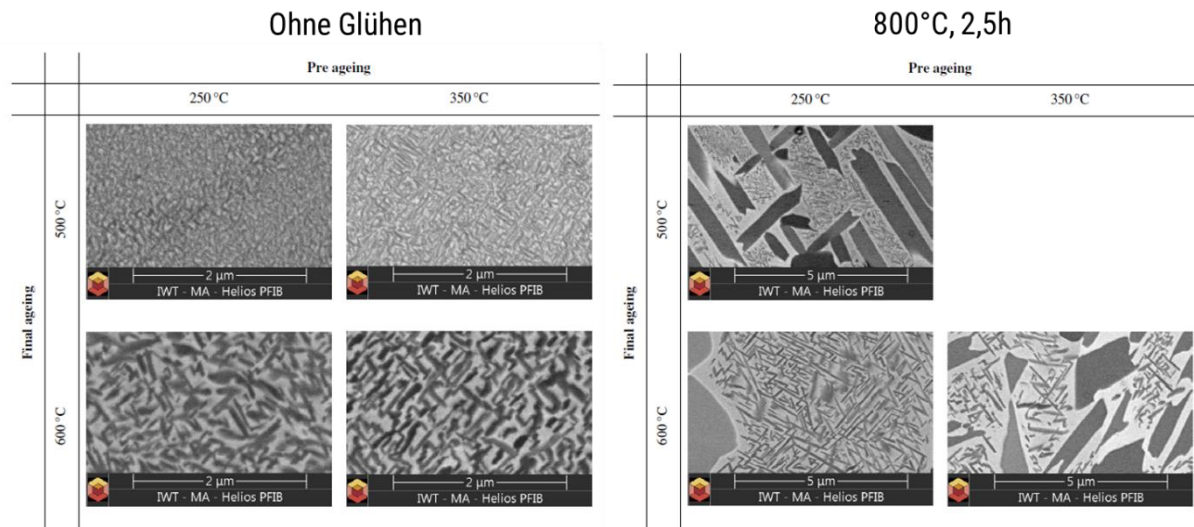


Abbildung 16 Gefügeaufnahmen der Proben nach Duplex-Ageing bestehend aus einem Preageing-Schritt bei 250°C bzw. 350°C und einem finalen Auslagerungsschritt bei 500°C bzw. 600°C ohne vorheriges Glühen (links) und nach Glühen bei 800°C für 2,5h (rechts).

Das zusätzliche Glühen bei 800 °C vor Beginn der Auslagerung führt zu einer starken Änderung des Effekts der Duplex-Auslagerung. In diesem Fall treten gröbere primäre α -Ausscheidungen auf und feine, nadelförmige sekundäre α -Ausscheidungen. Problematisch ist auch in diesem Fall die Korngrenzausscheidungen und vereinzelte Bereiche in denen keine sekundären Ausscheidungen vorliegen. Dies ist insbesondere bei einem geringen Abstand von zwei primären Ausscheidungen zu beobachten.

Neben dem as-built Zustand nach Fertigung bei 200 °C wurde auch das Gefüge der beiden Legierungen nach Fertigung bei höheren Temperaturen untersucht. Bei den höheren Temperaturen wurden die Proben an unterschiedlichen Positionen bzw. Abständen zur Bauplatte untersucht, da erwartet wird, dass sich ein Gradient in der Gefügeausprägung auf Grund des thermischen Einflusses während des Druckprozesses ergibt. Probenbereiche, die näher an der Bauplatte liegen werden beispielsweise einer längeren in-situ-Wärmebehandlung unterzogen, sodass es zu einer lokal abweichenden Gefügeumwandlung kommen kann. Abbildung 17 zeigt exemplarisch das Gefüge der Legierung Ti5553 nach Fertigung bei 500°C an drei unterschiedlichen Positionen innerhalb des Bauteils. Mit abnehmender Bauhöhe bzw. zunehmender In-situ-Wärmebehandlungsdauer kann eine Vergrößerung des Gefüges und eine zunehmende Bildung von α -Phase auf den β -Korngrenzen beobachtet werden.

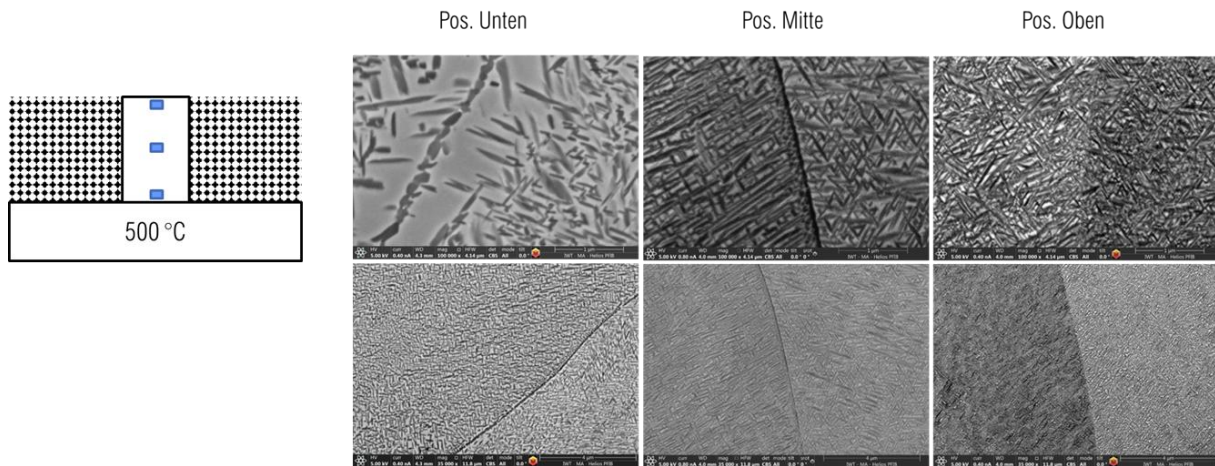


Abbildung 17 Gefüge der Legierung Ti5553 nach Fertigung bei 500 °C in Abhängigkeit der Bauhöhe Blaue Rechtecke in der Skizze markieren die untersuchten Probenbereiche.

Gegenüberstellung zu Zielen, Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Ziel des Arbeitspaketes war es Erkenntnisse zur Abhängigkeit zwischen Materialdichte und AM-Prozessparametern bei erhöhter Plattformtemperatur zu gewinnen, die Effektivität des HIP-Prozesses zur Reduktion der Fehlstellen sowie die Charakterisierung der Einflussfaktoren der Wärmebehandlung auf die Mikrostruktur zu untersuchen. Dies konnte vollumfänglich erfolgreich abgeschlossen werden. Untersuchungen zur Porositätsreduzierung durch das heißisostatischen Pressen waren nur in sehr geringem Umfang nötig, da die Materialdichte im as-built Zustand bereits die geforderten Grenzwerte überschritten hat. Die dadurch frei gewordenen Ressourcen wurden für eine umfangreichere Untersuchung der Wärmebehandlungszustände bzw. für die Untersuchung einer größeren Anzahl an Prozessvariationen genutzt, sodass mit den bereitgestellten Ressourcen tiefere Erkenntnisse gewonnen werden konnten.

AP 2.3 Mechanische Prüfung

AP 2.3.1 Oberflächenrauheit

Neben taktil erhobenen Rauheitswerten wurden am IWT mittels optischer (berührungsloser) Messung flächenhafte Rauheitswerte (S-Werte) mit dem Messsystem InfiniteFocusG5 des Herstellers Alicona Imaging GmbH erhoben. Aufgrund der flächenhaften Bearbeitung, wurde von einer erhöhten Aussagekraft der S-Werte ausgegangen. Die Ergebnisse bestätigen dies insbesondere für additiv gefertigte Strukturen mit einem Aufbauwinkel unterhalb von 70°, bei denen es zu lokal anhaftenden Partikeln und Schweißspritzern ohne regelmäßige Muster kommt. Ein Vergleich der Resultate aus beiden Messverfahren ist dem Sachbericht der TU Chemnitz zu entnehmen (vgl. AP 2.3.1).

AP 2.3.3 Eigenspannungen in Abhängigkeit der PBF-Prozesstemperatur

Eigenspannungen entstehen während der additiven Fertigung hauptsächlich durch thermische und mechanische Prozesse. Bei pulverbettbasierten Laserverfahren führen die hohen Aufheiz- und Abkühlraten zu erheblichen thermischen Gradienten,

die Eigenspannungen induzieren. Diese können sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften auswirken und zu Bauteilverzug, Rissbildung oder sogar kompletten Bauteilversagen führen. Zur Beurteilung der Eigenspannungen die sich in Folge des additiven Fertigungsprozesses in den metastabilen β -Titanlegierungen ausbilden, wurden Messungen mittels XRD (Röntgendiffraktometrie) durchgeführt. Ermittelt wurde der Eigenspannungsverlauf über die Bauhöhe im as-built Zustand unter Variation von Schichtstärke und Plattformtemperatur für die beiden metastabilen β -Titanlegierungen. Abbildung 18 zeigt die Auswertung dieser Versuche für die Legierung Ti5553. Für alle vier Messreihen muss beachtet werden, dass die unterste Messposition bei 0,5 m Bauhöhe nur bedingt aussagekräftig ist, da die Messungen nach Trennen der Proben von der Bauplatte durchgeführt wurden und es zu erwarten, dass sich durch das Trennen Eigenspannungen in den naheliegenden Bauteilbereichen abbauen. In allen Proben, sehr deutlich jedoch für die Proben nach Fertigung bei einer Plattformtemperatur, kann eine Abnahme der Eigenspannungen am oberen Ende der Probe gemessen werden. Dies ist über das Ausbleiben der Belichtung darüber liegenden Schichten zu erklären. Ein leichter Einfluss auf den Eigenspannungszustand ist in Abhängigkeit der Schichtstärke zu erkennen. So führt die Verwendung dünnerer Schichten zu höheren Eigenspannungen. Einen sehr großen Einfluss hat hingegen die Plattform- und damit die Proben temperatur. Liegen die Eigenspannungen bei Verwendung einer Plattformtemperatur von 200 °C bei 800 MPa bis 1100 MPa, und damit annähernd so hoch wie die Streckgrenze des Materials, liegen diese nach Fertigung bei 500 °C bei maximal 120 MPa. Da es bei der Fertigung bei 500°C durch die in-situ Auslagerung zur Bildung der α - Phase kommt, wurden für diesen Zustand sowohl die Eigenspannungen in der α - als auch der β -Phase ausgewertet. Nach Fertigung bei 200 °C liegt ein reines β -Gefüge vor, sodass hier keine getrennte Messung erfolgen kann.

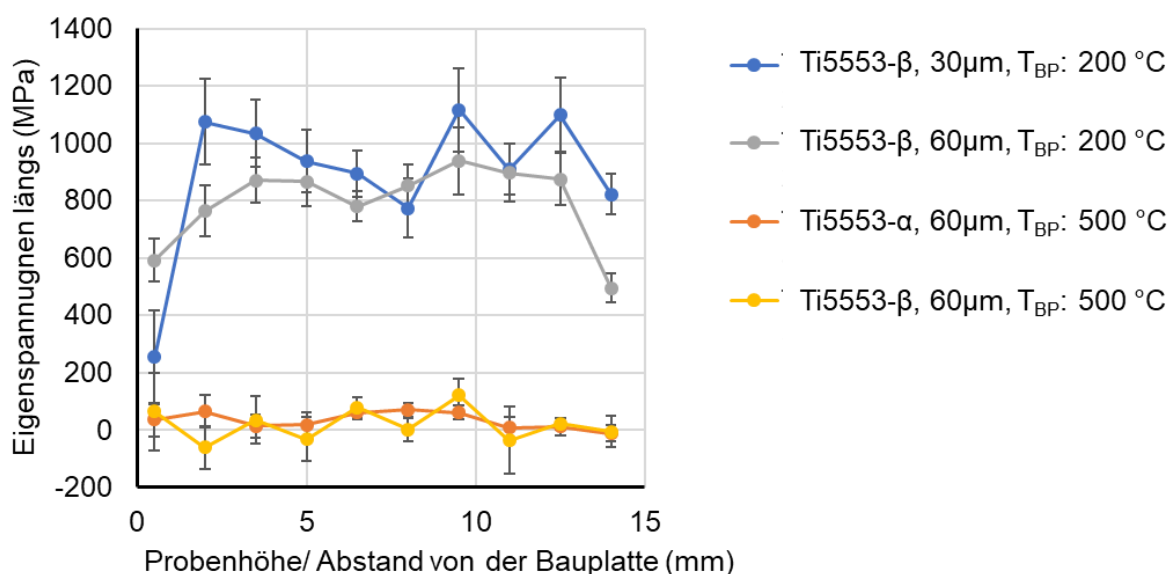


Abbildung 18 Eigenspannungen der Legierung Ti5553 im as-built Zustand nach Fertigung bei unterschiedlichen Schichtstärken und Plattformtemperaturen

AP 2.3.4 Statische Kennwerte as-built und nach Wärmebehandlung

Die mechanische Charakterisierung der Probenzustände erfolgte mittels quasistatischer Zugprüfung und Schwingprüfungen. Ergänzend wurden Impuls-Ermüdungsversuche durch den Verbundpartner durchgeführt. Zur Bestimmung der quasistatischen mechanischen Kennwerte wurden Zugversuche durchgeführt. Pro Probenzustand wurden drei Proben geprüft. Die quasistatische Zugprüfung im as-built Zustand ergibt für die Legierung Ti5-5-5-3 nach Fertigung mit 30 µm Schichtstärke eine Streckgrenze $R_{p0,2}$ von 841 ± 10 MPa, eine Zugfestigkeit R_m von 882 ± 6 MPa und eine Bruchdehnung A von $17,3 \pm 1,5$ %. Nach Fertigung mit 60 µm Schichtstärke liegen die Werte bei $R_{p0,2} = 862 \pm 1$ MPa, $R_m = 890 \pm 1$ MPa und $A = 14,9 \pm 0,8$ %. Die durchgeführte α -Auslagerung führt zu einer Abnahme der Bruchdehnung und einer Zunahme der Festigkeit, die jedoch von den gewählten Wärmebehandlungsparametern abhängt. Der Einfluss der Temperatur ist, wie bereits die metallografische Untersuchung gezeigt hat, größer als der Einfluss der Glühdauer. Mit steigender Temperatur nähern sich die Festigkeit und Duktilität den Kennwerten im as-built Zustand, sprich dem reinen β -Zustand an. Durch eine Verdopplung der Glühdauer bei gleicher Temperatur von 1 h auf 2 h steigt die Festigkeit um ca. 50 MPa, während die Bruchdehnung leicht abnimmt. Die Erhöhung der Schichtstärke führt ebenfalls zu einer geringfügigen Festigkeitszunahmen bei Abnahme der Duktilität. Da die Veränderung der mechanischen Kennwerte und damit des Gefügezustands durch die Fertigung bei 30 µm Schichtstärke sehr gering ist, ist die 60 µm Schichtstärke unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten zu bevorzugen und wurde im weiteren Projektverlauf fokussiert. Abbildung 19 zeigt die beschriebenen Zusammenhänge für beide verwendeten Schichtstärken.

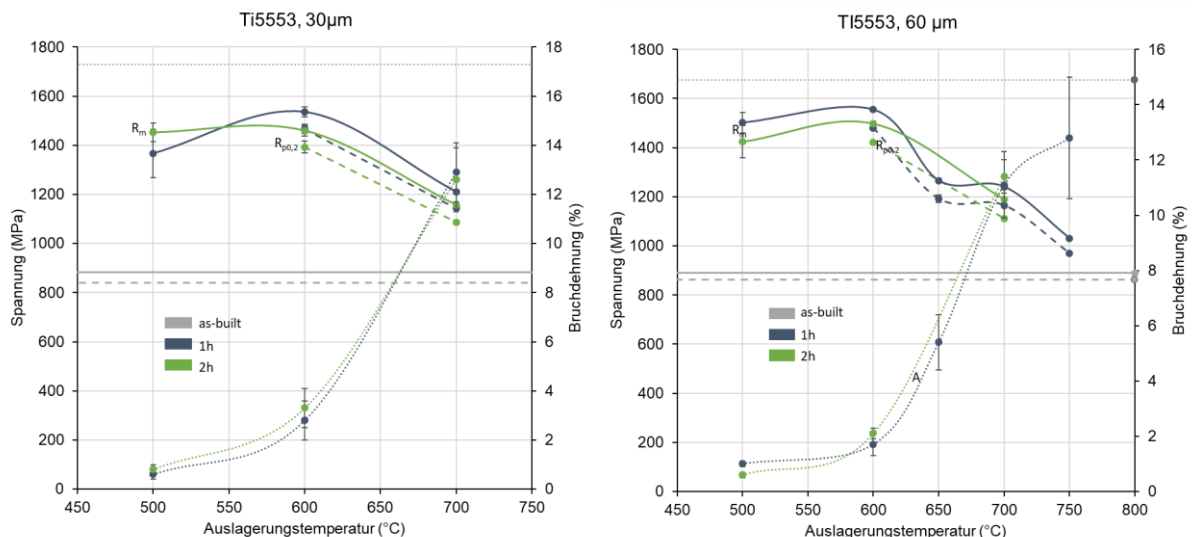


Abbildung 19 Kennwerte des quasistatischen Zugversuchs nach Wärmebehandlung für die Legierung Ti5-5-5-3

Der Vergleich mit Literaturwerten für die Legierung TiAl6V4 (as-built: R_m : 1280 MPa, $R_{p0,2}$: 1100 MPa, A : 8 %) und Wärmebehandlung: R_m : 960 MPa, $R_{p0,2}$: 850 MPa, A : 13 %), die in diesem Projekt auf Grund ihrer industriellen Relevanz als Referenz verwendet wird, zeigt ein überlegenes Eigenschaftsprofil der Legierung Ti5-5-5-3. Da

es sich bei der Legierung TiAl6V4 um eine $\alpha + \beta$ -Legierung handelt, unterscheiden sich jedoch die Wärmebehandlungskonzepte, sodass der Vergleich der Ti5-5-5-3 im wärmebehandelten Zustand mit der TiAl6V4 im as-built Zustand und umgekehrt erfolgen muss.

Für die Legierung Ti10-2-3 nach Fertigung mit 60 μm Schichtstärke konnten keine Kennwerte ermittelt werden, da es bereits im elastischen Bereich der Spannungs-Dehnungskurve zum Versagen kam. Nach Durchführung einer α -Warmauslagerung zwischen 500 °C und 700 °C konnten Kennwerte ermittelt werden. Hier zeigt sich das bereits von der Legierung Ti5553 bekannte Verhalten: Mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur sinkt die Festigkeit, während die Bruchdehnung ansteigt. Im Vergleich zur Ti5553 ist die Festigkeit jedoch geringer, sodass entschieden wurde, für die Umsetzung des Technologieträgers im HAP 3 die Legierung Ti5553 zu verwenden. Abbildung 20 gibt einen Überblick über die Änderung der mechanischen Kennwerte in Abhängigkeit der Auslagerungstemperatur.

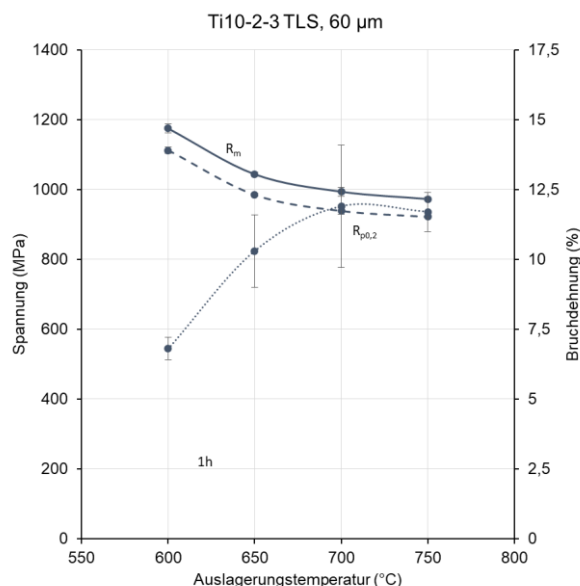


Abbildung 20 Kennwerte des quasistatischen Zugversuchs nach Wärmebehandlung für die Legierung Ti10-2-3

Für die Untersuchung des Werkstoffverhaltens unter zyklischer Beanspruchung wurden die Wärmebehandlungszyklen gemäß Tabelle 2 ausgewählt. Dies umfasst sowohl mehrstufige Wärmebehandlungszyklen, als auch Direct Ageing sowie den Übertrag der Wärmebehandlungen auf das heißisostatische Pressen, wodurch zusätzlich eine Nachverdichtung der Proben erfolgt. Diese Nachverdichtung ist für additiv gefertigte Luftfahrtbauteile obligatorisch und kann durch die entwickelten Wärmebehandlungszyklen und die Abschreckmöglichkeiten integriert werden, sodass eine grundsätzlich verkürzte Prozesskette erreicht werden konnte. Begleitend zur Schwingprüfung wurden jeweils 5 Proben aus den Wärmebehandlungschargen entnommen und im Zugversuch geprüft (Tabelle 4). Wie erwartet zeigen sich im direkten Vergleich von druckloser und druckbeaufschlagter Wärmebehandlung (WB1 und WB2) im Zugversuch keine größeren Unterschiede in den mechanischen Kennwerten.

Tabelle 4 Ergebnisse der quasistatische Zugprüfung an Begleitproben

WB	t-T-Verlauf	E (GPa)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)
WB1	Direct Aging 700°C, 2h	112,9 ± 1,1	1086 ± 7	1168 ± 10	11,3 ± 1,5
WB2	Direct Aging 700°C, 2h, HIP 200MPa	110,7 ± 0,3	1082 ± 5	1159 ± 1	11,5 ± 2,1
WB3	Direct Aging 600°C, 2h, HIP 200MPa	117,4 ± 0,8*	1423 ± 2*	1498 ± 11*	2,1 ± 0,2*
WB4	920°C, 2h, HIP 100MPa + 600°C, 6h	115,5 ± 0,2	1360 ± 3	1436 ± 2	5,1 ± 1,9
WB5	800 °C, 2 h, bei 100 MPa in der HIP, Abschreckung + 250 °C, 2 h, bei 100 MPa in der HIP + 500 °C, 2 h, bei 100 MPa in der HIP, Abschreckung	115,5 ± 0,7	1517 ± 4	1627 ± 6	1,3 ± 0,5

* Ermittelt an Proben nach druckloser Wärmebehandlung

Unter Verwendung der genannten Proben wurden Schwingversuche bei einem Spannungsverhältnis R von -1 durchgeführt. Die Grenzschwingspielzahl, ab der eine Probe als Durchläufer definiert wird, wurde auf 10⁷ festgelegt. Diese Prüfparameter entsprechen den üblichen Bedingungen für die Prüfung von Luftfahrtwerkstoffen.

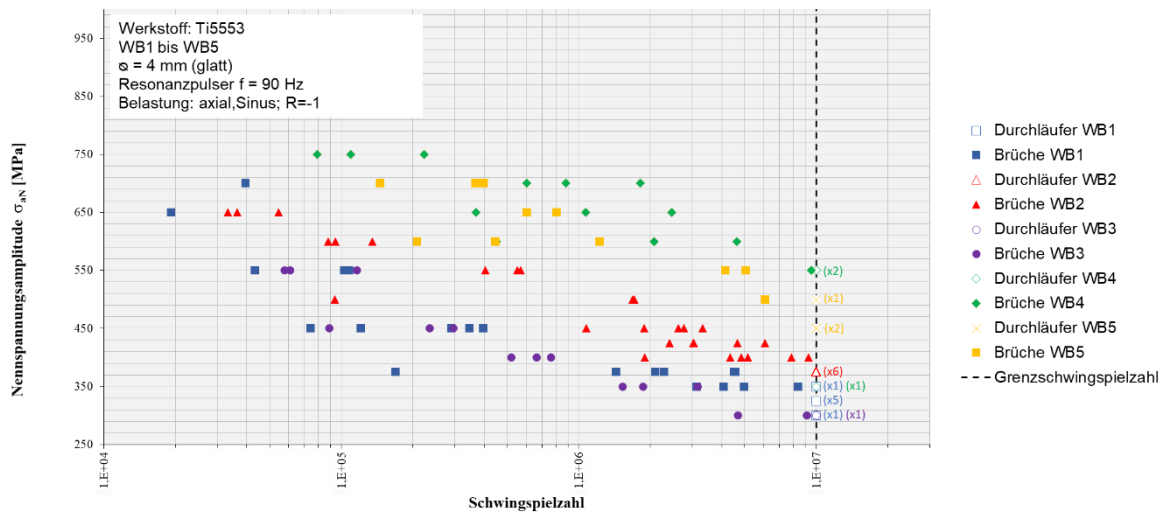


Abbildung 21 Ergebnisse der Schwingprüfung für den Werkstoff Ti10-2-3 in 5 unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen

Abbildung 21 zeigt die Ergebnisse der Schwingprüfung für die fünf Wärmebehandlungsvarianten. Der Vergleich der Probenzustände in Abhängigkeit des Prozessdrucks bei der Wärmebehandlung (Vakuum (WB1) und HIP (WB2)) zeigt die erwartete Steigerung der Dauerfestigkeit von 325 MPa auf 375 MPa nach dem heißisostatischen Pressen. Verglichen mit verfügbaren Kennwerten der Dauerfestigkeit der Legierung TiAl6V4 ist die ermittelte Dauerfestigkeit der Legierung Ti5553 nach WB1 und WB2 etwas geringer.

Infolge des zusätzlichen Glühschritts oberhalb der Betatransustemperatur und einer Änderung des Auslagerungsprozesses (WB4) ist eine Starke Erhöhung der Dauerfestigkeit erreicht worden. Mit dieser Wärmebehandlung werden typische Werte für additiv gefertigte Proben der Legierung TiAl6V4 übertroffen.

Eine Absenkung der Auslagerungstemperatur auf 600°C bei einer direkten Auslagerung ohne zusätzlichen Glühschritt, gleichbedeutend mit einer höheren statischen Festigkeit, erwies sich hingegen nicht als zielführend. Da die Dauerfestigkeit geringer ausfällt als nach Anwendung der WB1 und WB2. Die Kombination aus einer Glühbehandlung unterhalb der Betatransustemperatur gefolgt von einem Duplexageing (WB5) führt im Vergleich zur WB4 zu einem etwas schlechterem Verhalten im Zeitfestigkeitsbereich, bietet jedoch nochmal eine deutliche Steigerung der statischen Festigkeit um 170 MPa. Das auf diese Weise eingestellt bimodale Ausscheidungsgefüge weist somit Vorteile gegenüber dem Direct Ageing, auf Kosten einer deutlich aufwändigeren Prozessführung, auf.

Gegenüberstellung zu Zielen, Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Ziele des AP 2.3 waren die Durchführung von Eigenspannungsmessungen zum Vergleich der Eigenspannungen in Abhängigkeit der Bauplattformtemperatur, die Ermittlung des Einflusses von Wärmebehandlungs- und HIP-Prozessen auf die statischen Werkstoffkennwerte, sowie die Durchführung von zyklischen Werkstoffprüfungen für ausgewählte WB-Prozesse. All diese Ziele konnten erreicht werden wobei für eine größere als geplante Anzahl an Wärmebehandlungsparameterkombinationen Wöhlerlinien ermittelt werden. All dies erfolgte unter angemessenem Einsatz von personellen und materiellen Ressourcen.

HAP 3 Demonstration

AP 3.3 Herstellung und Nachbearbeitung

Im Rahmen des AP 3.3 wurden die von der TU Chemnitz additiv hergestellten Versuchsträger aus der Legierung Ti5553 wärmebehandelt. Hierfür wurden zwei der zuvor entwickelten Wärmebehandlungsansätze ausgewählt und entsprechend für 3 Probensätze (mit chemischem Glätten und ohne) umgesetzt. Ausgewählt wurden folgende Wärmebehandlungen:

WB	t-T-Verlauf
WB2	Direct Aging 700°C, 2h, HIP 200MPa
WB4	920°C, 2h, HIP 100MPa + 600°C, 6h

Sowohl das heißisostatische Pressen als auch die drucklose Wärmebehandlung (Zweiter Schritt der WB4) wurden in der heißisostatischen Presse Quintus QIH15L

URC durchgeführt. Dies gewährleistet vergleichbare Bedingungen für alle Schritte der ausgewählten Wärmebehandlungszyklen.

Gegenüberstellung zu Zielen, Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Das Ziel des AP 3.3 war die Umsetzung der Technologieträger, die das IWT durch Übertrag und Durchführung der ausgewählten Wärmebehandlungen unterstützt hat. Die Auswahl der geeigneten Prozesse auf Basis der zuvor ermittelten Eigenschaften hat zu einem sparsamen Umgang mit den personellen Ressourcen geführt.

AP 3.4 Testprozeduren und Bewertung

Wie im Sachbericht der TU Chemnitz ausführlich dargelegt wurden neben den Testkampagnen an der Referenzlegierung Ti64 sechs Testkampagnen mit Proben aus der Legierung Ti5553 durchgeführt

- Kampagne 1-2: keine Wärmebehandlung, as-built Oberfläche
- Kampagne 4: WB2 (700°C, HIP 200 MPa, 2h), as-built Oberfläche
- Kampagne 7: WB4 (920°C, HIP 100 MPa, 2h; 600°C Vakuum, 6h), as-built Oberfläche
- Kampagne 8: keine Wärmebehandlung, chemisch geglättete Oberfläche
- Kampagne 9: WB4, chemisch geglättete Oberfläche

Die Ergebnisse dieser Kampagne zeigen die Vorteile des duktilen β - Gefüges im as-built Zustand gegenüber der Referenzlegierung Ti64, jedoch führt die Anwendung der festigkeitssteigernden Wärmebehandlungen zu einem Anstieg der Rissempfindlichkeit, sodass die die vergleichsweise rauen as-built Oberflächen zu einem frühzeitigen Versagen führen. Die Oberflächennachbehandlung durch die Fa. Poligrat konnte, im Vergleich zu den Ergebnissen der Legierung Ti64, keine Steigerung der Lastspielzahlen erreicht werden.

Der optische Vergleich der Proben vor und nach dieser Behandlung legt nahe, dass die verwendete Prozessführung für die Legierung Ti5553 nicht geeignet war und einer Anpassung bedurft hätte. Die REM-Aufnahmen in Abbildung 22 zeigen die Bruchfläche eines der Prüfkörper nach Anwendung der WB4 und des chemischen Glättens.

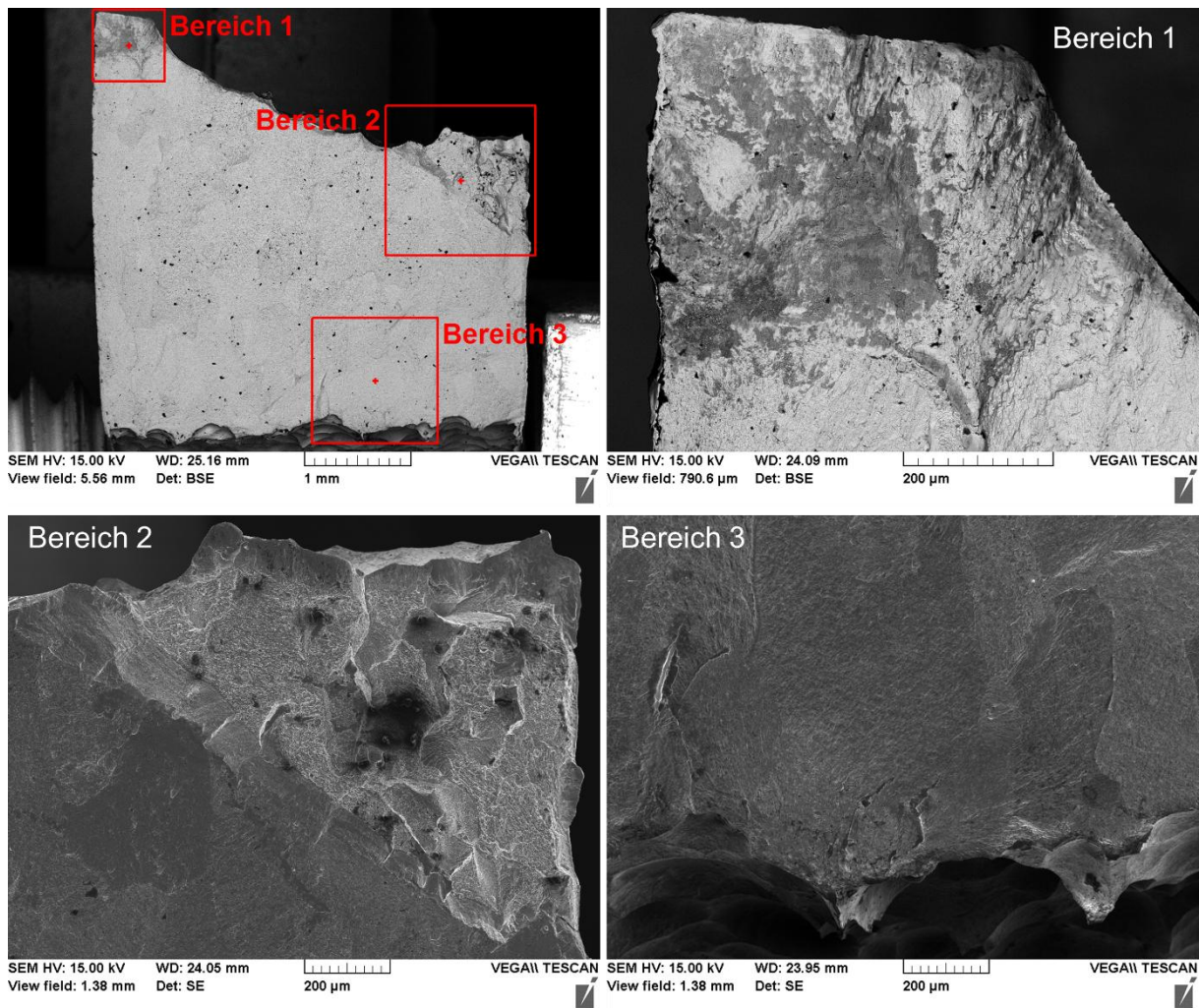


Abbildung 22 Bruchfläche eines Impulse-Fatigue Prüfkörpers nach Anwendung von WB4 und chemischem Glätten

Gegenüberstellung zu Zielen, Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Das Ziel des Vergleichs der additiv gefertigten Technologieträger aus Ti64 und Ti553 in verschiedenen Zuständen konnte erfolgreich erreicht werden. Die unzureichenden Erfolge der Oberflächenglättung verhinderten eine vollständig überzeugende Demonstration des zweifellos großen Potentials der metastabilen β -Titanlegierung für additiv gefertigte Luftfahrtkomponenten. Eine ausführliche Untersuchung des chemischen Glättens dieser Legierungen hätte rückblickend zu einem besseren Gesamtergebnis beigetragen. Da jedoch im Vorfeld keinerlei Erfahrungen dazu vorlagen, wurde nicht erwartet, dass die Legierung Ti553 ein stark abweichendes Prozessverhalten zeigt.

HAP 4 Ergebnisverwertung

AP 4.1 Projektbegleitender Ausschuss

Begleitend zum Vorhaben wurde ein projektbegleitender Ausschuss gegründet und Statusmeetings mit diesem zusammen durchgeführt. Die gemeinsam diskutierten Themen umfassten die Verfeinerung des Anforderungsprofils von Titanlegierungen für

die Luftfahrt und die Definition und Auswahl des eines geeigneten Technologieträgers. Des Weiteren wurden Referenzbauteile für Impulse-Fatigue Untersuchungen aus der Legierung Ti-6Al-4V bereitgestellt, die eine vergleichende Untersuchung mit den Bauteilen aus der Legierung Ti5553 zuließen.

Gegenüberstellung zu Zielen, Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Durch die verstärkte Durchführung von online-Meetings und Abhalten einzelner Veranstaltung im Rahmen der jährlichen Messe Formnext konnten Reisekosten auf ein Minimum reduziert werden und die freigewordenen Mittel zur umfangreicheren Bearbeitung der fachlichen Inhalte genutzt werden.

AP 4.2 Veröffentlichungen

2023 wurde gemeinsam mit dem Projektpartner ein Beitrag für die 13. Mittweidaer Lasertagung eingereicht.

Titel: Additive Fertigung und Eigenschaften der metastabilen Titanlegierung Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr

Autoren: Frank Schubert, Daniel Knoop, Jonas Haller, Lothar Kroll, Anastasiya Toenjes

Der Tagungsband ist online abrufbar: https://www.lasertagung-mittweida.de/wp-content/uploads/sites/4/2024/01/Tagungsband_MLT_2023.pdf

Die Ergebnisse des Vorhabens sind erfolgreich in die Lehre an der Universität Bremen eingeflossen. Sie wurden in den Vorlesungen „Werkstoffe des Leichtbaus“ und „Additive Fertigung“ vermittelt, sodass Studierende direkt von den gewonnenen Erkenntnissen profitieren konnten. Zusätzlich wurde im letzten Projektjahr eine studentische Projektarbeit betreut, die das Thema weiter vertiefte.

Darüber hinaus wurde mit der Aufbereitung der Versuchsdaten für weitere Veröffentlichungen begonnen, die nach Abschluss des Vorhabens im Folgejahr veröffentlicht wird.

AP 4.3 Technische Verwertung

Basierend auf den Ergebnissen und Entwicklungen des Vorhabens AMELA konnte erfolgreich ein öffentlich gefördertes Vorhaben im Rahmen des Luftfahrtforschungsprogramms VI-3 (LuFo VI-3 TiHydrAero, FKZ.: 20E2227A) beantragt werden. Dies untersucht die Eignung der Legierungen Ti-5553 und Ti10-2-3 hinsichtlich ihrer Eignung für den Einsatz unter Einfluss von Wasserstoff als klimaneutralen Treibstoff für zukünftige Luftfahrzeuge.

Die industrielle Einführung der additiven Fertigung Legierung Ti5553 wurde mit Partnern des projektbegleitenden Ausschusses diskutiert.